

VŠB - Technická univerzita Ostrava
Fakulta strojní
Katedra mechanické technologie

**Vlastnosti svarového spoje 15128/P91 po
dlouhodobé vysokoteplotní expozici**

Properties of the 15128/P91 Weld Joint After Long Term
Creep Exposure

Student:
Vedoucí diplomové práce:

Bc. Ondřej Palička
Ing. Martin Sondel, Ph.D.

Ostrava 2012

VŠB - Technická univerzita Ostrava
Fakulta strojní
Katedra mechanické technologie

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Ondřej Palička**
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie
Specializace: 20 Strojírenská technologie
Téma: **Vlastnosti svarového spoje 15128/P91 po dlouhodobé vysokoteplotní expozici**
Properties of the 15128/P91 Weld Joint After Long Term Creep Exposure

Zásady pro vypracování:

1. Prostudujte vlastnosti žárupevných ocelí 15128 a P91.
2. Navrhněte metody svařování vč. volby přídavných materiálů.
3. Proved'te studii možných degradačních procesů po dlouhodobé teplotní expozici svarového spoje 15128/P91.
4. Navrhněte experimentální metody pro ověření vlastností spoje.
5. Bod 4 realizujte.
6. Proved'te diskuzi dosažených výsledků.

Seznam doporučené odborné literatury:

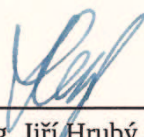
KOUKAL, Jaroslav; SCHWARZ, Drahomír; HAJDÍK Jiří. *Materiály a jejich svařitelnost*. Vyd. 1. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o., VŠB-Technická Univerzita, 2009. 241 s. ISBN 978-80-248-2025-5.
KOUKAL, Jaroslav; ZMYDLENÝ, Tomáš. *Svařování I*. Vyd. 1. Ostrava: VŠB-Technická univerzita, 2005. 136 s. ISBN 80-248-0870-6.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

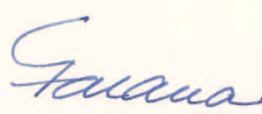
Vedoucí diplomové práce: **Ing. Martin Sondel, Ph.D.**

Datum zadání: 16.12.2011

Datum odevzdání: 21.05.2012


prof. Ing. Jiří Hrubý, CSc.
vedoucí katedry




prof. Ing. Radim Farana, CSc.
děkan fakulty

Místopřísežné prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě

.....

Ondřej Palička

Prohlášení studenta

Prohlašuji, že:

- jsem byl seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a §60 - školní dílo.
- беру на ве́домі́, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude uložena v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB – TUO k nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB - TUO.
- было́ сже́днано, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona.
- было́ сже́днано, že užít své dílo - diplomovou práci nebo poskytnou licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB -TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- беру на ве́домі́, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě

.....

Ondřej Palička

Adresa trvalého pobytu diplomanta: **Ondřej Palička**

Grygovská 307

783 72 Velký Týnec

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

PALIČKA, O. *Vlastnosti svarového spoje 15128/P91 po dlouhodobé vysokoteplotní expozici : diplomová práce*. Ostrava : VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2012, 65 s. Vedoucí práce : Sondel, M.

Diplomová práce je zaměřena na ověření vlastností svarového spoje ocelí P91 a 15128 po dlouhodobé vysokoteplotní expozici, užívaného při opravách a rekonstrukcích elektráren.

Úvodem jsou popsány vlastnosti žáropevných ocelí, rozbor svařitelnosti homogenních a heterogenních spojů. Mechanizmy zpevnění, degradační mechanizmy a tepelné zpracování svařených konstrukcí.

V experimentální části je hlavním úkolem ověření vlastností svarového spoje na daných svařených vzorcích ocelí P91 a 15128 a to jak homogenních tak i heterogenních. Zjištění jejich tvrdosti, makrostruktury, mikrostruktury a výsledky tahové zkoušky.

Závěrem je zhodnocení získaných výsledků mechanických zkoušek a mikrostrukturních rozborů.

ANNOTATION OF MASTER THESIS

PALIČKA, O. *Properties of the 15128/P91 Weld Joint After Long Term Creep Exposure : Master Thesis*. Ostrava : VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2012, 65 p. Thesis head : Sondel, M.

This Diploma thesis is focused on the verification of properties of steel welded joints P91 and 15128 after extended high temperature exposure used for repairs and power plants reconstruction.

Firstly the properties of heat resistant steels, weldability analysis of homogeneous and heterogeneous welded joints are described. Following are descriptions of mechanism of strengthening, mechanisms of degradation and past weld heat treatment of constructions.

In an experimental part the main task is to verify the properties of homogeneous and heterogeneous welded samples of P91 and 15128 steel. Hardness tests, macrostructure, microstructure tests and tensile test were done on these samples.

At the end there are the evaluation of results of mechanical tests and microstructural analysis of these welding joints.

Obsah

Seznam použitého značení	8
1. Úvod.....	9
2. Charakteristika ocelí	10
2.1 Charakteristika 9-12%Cr (P91)	10
2.2 Charakteristika CrMoV (15 128 dle ČSN 41 5128)	12
3. Použití 9-12% chromových modifikovaných ocelí.....	13
4. Vliv prvků na mikrostrukturu a vlastnosti ocelí.....	19
4.1 Vliv prvků na mikrostrukturu a vlastnosti oceli 9÷12% Cr	19
4.1 Vliv prvků na mikrostrukturu a vlastnosti oceli CrMoV ocelí	21
5. Svařitelnost ocelí.....	23
5.0 Vliv chemického složení na svařitelnost materiálu	23
5.1 Svařitelnost oceli P91	27
5.2 Svařitelnost nízkolegovaných feritických ocelí (15 128 dle ČSN 41 5128)	27
5.2.0 Svařitelnost ocelí typu 0,5%Cr-0,5%Mo-0,3%V	27
5.3 Kombinovaný svarový spoj ocelí 9Cr1MoVNbN - 0,5Cr0,5Mo0,3V	30
6. Mechanizmy zpevnění	31
6.0 Precipitační zpevnění.....	31
6.1 Zpevnění tuhého roztoku	33
6.2 Zpevnění pomocí legování bórem	34
7. Degradací mechanizmy	35
8. Tepelné zpracování svarových spojů	35
8.0 Základy tepelného zpracování	35
8.1 Základní režimy tepelného zpracování.....	37
8.1.0 Tepelné zpracování svarových spojů s překrystalizací	39
8.1.1 Tepelné zpracování svarových spojů bez překrystalizace.....	40
9. Experimentální část.....	45
9.0 Experimentální materiál	45
9.1 Postup svařování.....	46
9.1.0 Technologie svařování	46
9.2 Výsledky zkoušek na svarových spojkách	50
9.2.0 Výsledky měření mikrotvrdosti a tahové zkoušky	50

9.2.1	Hodnocení mikrostruktury a makrostruktury	53
9.3	Diskuse výsledků	58
10.	Závěr	59
11.	Použitá literatura	60

Seznam použitého značení

α	tuhý roztoku uhlíku v železe alfa – ferit	[1]
β	úhel úkosu	[°]
γ	tuhý roztok uhlíku v železe gama – austenit	[1]
δ	delta ferit	[1]
Ac1	dolní kritická teplota překrystalizace	[°C]
Ac3	horní kritická teplota překrystalizace	[°C]
A ₅	tažnost	[%]
ARA	anizotermický rozpad austenitu	[1]
HV0,1	tvrdost podle Vickerse, zatížení 100g	[1]
HZ	hranice ztavení	[1]
I	svařovací proud	[A]
Re	mez kluzu	[MPa]
Rm	mez pevnosti	[MPa]
Rm _T	mez pevnosti při tečení za zvýšené teploty	[MPa]
Rp _{0,2}	smluvní mez kluzu	[MPa]
t	tloušťka materiálu	[mm]
SK	svarový kov	[1]
TOO	tepelně ovlivněná oblast	[1]
U	napětí na oblouku	[V]
Z	kontrakce	[%]
ZM	základní materiál	[1]
111	ruční obloukové svařování obalenou elektrodou	[1]
121	svařování pod tavidlem drátovou nebo plněnou elektrodou	[1]
131	svařování tavící se elektrodou v atmosféře inertního plynu	[1]
141	svařování wolframovou elektrodou v inertním plynu	[1]

1. Úvod

Tato diplomová práce se zabývá ověřením vlastností svarového kovu po dlouhodobé vysokoteplotní expozici. Protože nejvíce namáhané jsou svarové spoje v oblasti creepu. Degradují zde mechanické vlastnosti a žáropevnost.

Na začátku této práce jsou důsledně rozebrány mechanické vlastnosti, chemické vlastnosti, charakteristiky svařovaných materiálů, popis prvků v ocelích ovlivňující její vlastnosti. Možné použitelné metody k jejich svaření a vliv chemického složení na jejich svařitelnost.

V další části diplomové práce jsou popsány způsoby svařování kombinovaných materiálů a to P91 a 15128. Způsoby bez nepolštářování a s polštářováním doplněné tepelným zpracováním svařeného materiálu.

Poslední část je věnována vyhodnocení výsledků experimentální zkoušky a ověření vlastností svarového kovu po dlouhodobé vysokoteplotní expozici. Kterou bylo ověření základních mechanických vlastností kombinovaného spoje.

2. Charakteristika ocelí

2.1 Charakteristika 9-12%Cr (P91)

Základními žárupevnými materiály jsou oceli pro použití za zvýšené teploty. Tyto oceli pracují v podmínkách tečení. Od určité teploty nejsou oceli schopny plnit požadavky na žáropevnost, proto se používají superslitiny Fe, Co a Ni. Žárupevné oceli a slitiny se používají hlavně v energetickém strojírenství, tj. parovodní a přehřívací potrubí a dalších armatur a kotlů. Základním požadavkem na tyto materiály je zachování jejich mechanických vlastností a to i za zvýšené teploty. Požadavky na žárupevné oceli jsou podle [1, 2] např.:

- vysoká dlouhodobá pevnost při tečení,
- vysoká mez kluzu a pevnost v tahu,
- dobrá tvařitelnost, tažnost a odolnost proti křehkému porušení,
- vysoká odolnost proti tepelné a tepelně-mechanické únavě,
- stabilita struktury a vlastností, nízká náchylnost k poklesu zpevnění, tak i k nárůstu zpevnění a provozní křehkosti,
- výhodné fyzikální vlastnosti – vysoký součinitel tepelné vodivosti a nízký součinitel tepelné roztažnosti,
- dobrá žáruvzdornost a odolnost proti korozi v prostředí spalín a vodní páry,
- dobré technologické vlastnosti – vhodnost k tváření a svařitelnost,
- poměrně nízká cena.

U žárupevných ocelí je třeba věnovat pozornost stopovým prvkům, které zhoršují mechanické vlastnosti. Mezi škodlivé prvky snižující vlastnosti žárupevných ocelí patří cín, olovo, vizmut, antimon, fosfor, síra, kyslík a vodík. S rozvojem tepelné energetiky je svázán i rozvoj žárupevných ocelí. Jde o zvýšení účinnosti zařízení. Vývoj materiálu po stránce složení je přidáním 1-2% wolframu a mikrolegur Nb, B a N. Velká pozornost se věnuje feritickým ocelím na bázi 9÷12 % Cr. Základním představitelem 9% Cr ocelí je žárupevná ocel P91, podle EN 10216-2 X10CrMoVNb 91, dle ČSN 17 119. Tato ocel má dobrou svařitelnost, tvařitelnost za tepla, slévarenské vlastnosti, odolnost proti oxidaci v prostředí páry. Podle literatury [2] byly vývojové práce zaměřeny na splnění požadavků:

- lomová tažnost při creepu a houževnatosti by měli být ekvivalentní nebo lepší než u klasických nízkolegovaných 1CrMoV ocelí,
- dobrá tvaritelnost za tepla,
- dobré slévárenské vlastnosti oceli,
- dobrá svařitelnost,
- dobrá odolnost proti oxidaci v prostředí páry.

Tabulka č.1: Chemické složení oceli P91, vč. Dovolенých úchylek podle normy VN 417 119 [hmot. %] [3]

Normalizované chemické složení (hm%) ocelí P91							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr
P91	0,08- 0,12	0,20- 0,50	0,30- 0,60	≤ 0,020	≤ 0,010	≤ 0,040	8,00- 9,50
	Cu	Mo	N	Nb	Ni	V	
	≤ 0,030	0,85- 1,05	0,03- 0,07	0,06- 0,10	≤ 0,40	0,18- 0,25	

Tabulka č.2: Mechanické vlastnosti oceli P91 při 20°C [3]

Normalizované mechanické vlastnosti při +20 °C oceli P91						
Ocel	R _e (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)		KV (J)	
			podél	napříč	podél	napříč
P91	≥ 450	630-830	≥ 19	≥ 17	≥ 40	≥ 27

2.2 Charakteristika CrMoV (15 128 dle ČSN 41 5128)

Ocel 15 128 patří mezi nízkolegované žárovevné CrMoV oceli, které byly se používají do pracovní teploty 580°C (creepová oblast), kde velice záleží na mezi pevnosti při tečení za 10^5 nebo $2 \cdot 10^5$ hodin. Nízkolegované CrMoV jsou také použitelné díky své vysoké mezi kluzu pro konstrukce v energetických zařízeních pracujících při teplotách 400 – 450°C (podcreepová oblast).[4]

V důsledku zpevnění těchto ocelí disperzí karbidů a karbonitridů vanadu MX je náchylnost k sekundárnímu vytvrzování. Jedná se o pozitivní proces pokud se jedná pouze o creepovou oblast, kdy je vlivem vysoké teploty zaručena vysoká plasticita materiálu. Pokud dojde k provozu v podcreepové oblasti (nižší teploty), dochází ke snížení plastických vlastností to znamená křehký lom a to může vést až k poškození svaru. Svar tepelně ovlivněná oblast je nejnáchylnější částí zařízení ke křehkému porušení. Ocel 15 128 je velmi využívána u parovodních systémů a to většinou v podcreepové oblasti do 450°C a záměrně sledována v podcreepové oblasti. Dále jsou tyto oceli využívány pro přehřívače, komory kotlů, parovodní potrubí a armatury, tlakové nádoby a podobně. [4]

Tabulka č.3: Chemické složení oceli 15 128 [3]

Normalizované chemické složení (hm%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr
15 128	0,10- 0,18	0,15- 0,40	0,45- 0,70	≤ 0,040	≤ 0,040	-	0,50- 0,75
	Cu	Mo	N	Nb	Ni	V	
	-	0,40- 0,60	-	-	-	0,22- 0,35	

Tabulka č.4: Mechanické vlastnosti oceli 15 128 při 20°C [3]

Normalizované mechanické vlastnosti						
Ocel	R _e (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)		KV (J)	
			podél	napříč	podél	napříč
15128	≥ 320	460-610	≥ 20	≥ 18	≥ 40	≥ 27

3. Použití 9-12% chromových modifikovaných ocelí

Nízkolegovaná ocel 0,5%Cr-0,5%Mo-0,3V ocel (15 128), se používala při výrobě parovodů, v české energetice, a to v průběhu 60. a 70. let dvacátého století. Teplotní zatížení bylo 540°C a tlakem 18MPa. Avšak nízkolegované oceli CrMoV neměli v Evropě velké ohlasy z důvodu komplikací při svařování. Nahrazovali je oceli CrMo např. 10CrMo 9 10 (15 313 dle ČSN). Teplotní strop pracovního média u nízkolegovaných ocelí je 550°C.[5]

Vývoj nových ocelí byl nastartován realizací nových bloků elektráren na fosilní paliva. Zde byla pracovní teplota média (páry) až 600°C. Pro návrhy nových žárupevných ocelí se, na rozdíl od minulosti, zapojují i termodynamické výpočty, modelace fázového složení a studie jeho vlivu na výsledné užité vlastnosti, především na dlouhodobou žárovečnost. Do tohoto projektu se zapojuje široká škála mezinárodních výzkumných organizací.[5]

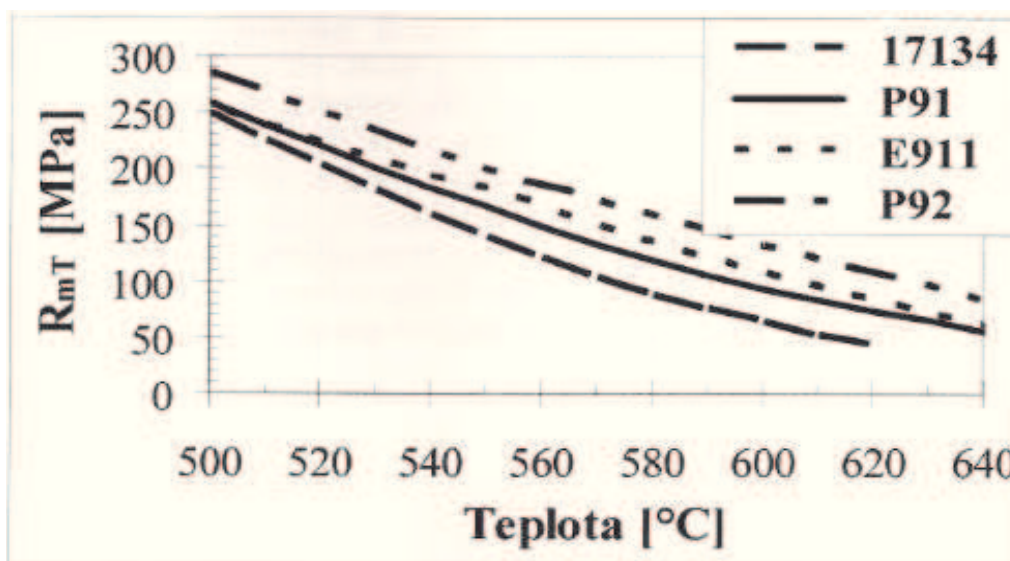
Zde nastupují modifikované chromové oceli, 9-12% chromové oceli (17 116, 17 117 a 17 134 dle ČSN, X20 CrMoV 12 1 DLE EN) jenž byly vyvinuty v průběhu 2. světové války a to pro chemický průmysl. Výzkum se zde ubírá v důsledku požadavků na vyšší odolnost proti korozi za vysokých teplot. Hlavní představitel v chromových modifikovaných ocelí představuje ocel nové generace P91 (X10rMoVNbN 9-1) [6]. P91 oproti oceli 17 134 dosahuje až dvojnásobek hodnoty meze pevnosti při tečení. A to v důsledku intenzivního precipitačního zpevnění jemnými částicemi nitridu vanadu (VN), ten má nízkou rychlost hrubnutí a vysokou rozměrovou stabilitu v podmínkách creepového namáhání.[7, 8]

Hlavním důvodem vývoje chromových modifikovaných ocelí bylo dosažení meze pevnosti při tečení za teploty 600°C za 100 000h (RmT/600/105) na úrovni 100MPa. U oceli P91 se toho dosáhnout nepodařilo, střední hodnota uváděná v normách RmT/600/105 je 93MPa. Tuto hodnotu po té překročili oceli E911, resp. japonské oceli P92 (NF 616). Úspěch chromových modifikovaných ocelí dokazuje celosvětová instalace v nových blocích, tak při rekonstrukcích a opravách.[9]

V tabulce č. 5 je ukázáno srovnání ocelí X20CrMoV 12 1 s oceli P91, E911 a P92. Zvyšování meze pevnosti při tečení je ukázán na obrázku č.4, kde je vidět výrazný vzrůst meze pevnosti při tečení P91 proti oceli X20CrMoV 12 1. Tento nárůst je odhadem 40%. U oceli E911 a P92 jde už pouze o optimalizaci obsahu dusíku, respektive přítomnosti boru.[5]

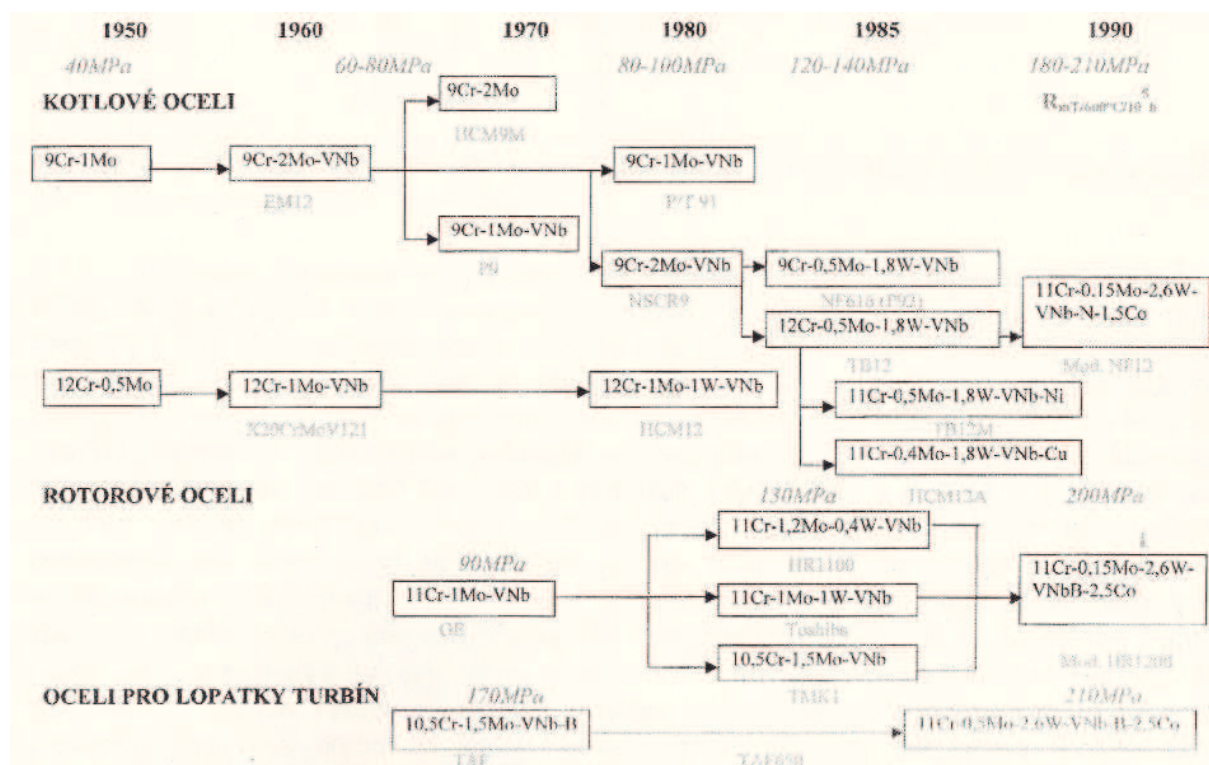
Tabulka č.5: Směrné chemické složení chromových modifikovaných ocelí [5]

Ocel	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	N	B
17 134	0.17-0.23	0.50-1.00	0.25-0.60	10.6-12.5	0.30-0.80	0.80-1.20	0.30-0.60	0.20-0.35	-	-	-
P 91	0.08-0.12	0.30-0.60	0.20-0.50	8.00-9.50	max. 0.50	0.85-1.05	-	0.18-0.25	0.06-0.10	0.03-0.07	-
E 911	0.10-0.13	0.30-0.60	0.10-0.30	8.50-9.50	0.20-0.40	0.90-1.10	0.90-1.10	0.15-0.25	0.04-0.10	0.05-0.08	-
P 92	0.07-0.13	0.30-0.60	max. 0.50	8.50-9.50	max. 0.40	0.30-0.60	1.50-2.00	0.15-0.25	0.04-0.09	0.03-0.07	0.001 - 0.006



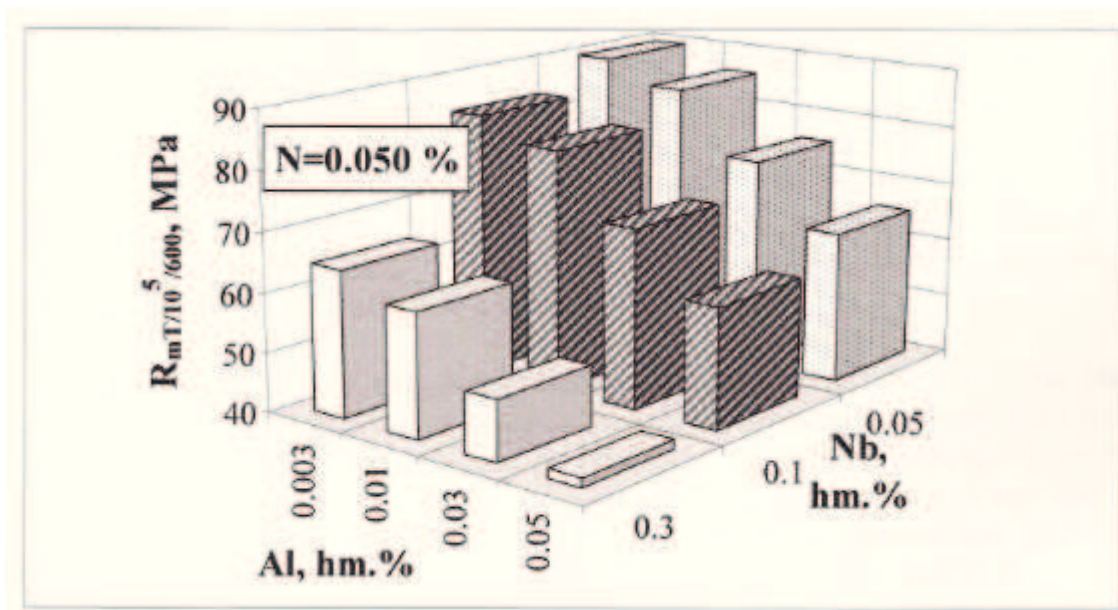
Obrázek č. 1: Teplotní závislost meze pevnosti při tečení za 100 000 hodin pro vybrané typy chromových modifikovaných ocelí [5]

Na obrázku č.2 je ukázán schematický postup vývoje modifikovaných chromových ocelí a hodnoty meze pevností při tečení, odděleně pro trubkové systémy kotlů, rotory a lopatky parních turbín [10, 11].



Obrázek č.2: Schéma vývoje chromových modifikovaných ocelí [10, 11]

Abychom dosáhli vysokých hodnot meze pevnosti při tečení u P91 a P92, je třeba dodat vysoký obsah dusíku, jednak jemu odpovídající koncentraci vanadu, nejlépe v stechiometrickém poměru vanadu a dusíku. Ten platí v nitridu vanadu VN ($V:N=3.6$) jako jednu z nejvýznamnějších sekundárních fází u chromových modifikovaných ocelí. Creepová odolnost roste s obsahy V a N a tím i množství nitridu vanadu. V důsledku velkých rozdílů součinu rozpustnosti nitridu a karbidu vanadu, znásobeným vlivem chromu na aktivitu uhlíku a dusíku v oceli, nemůže dojít ke vzniku karbidu VC (V_4C_3), u těchto ocelí. Jak u nízkolegovaných ocelí, vznikající fáze je čistý nitrid vyznačující se nižší rychlostí hrubnutí, ve srovnání s karbidem.[12] K omezení precipitačního zpevnění dojde pokud v oceli je obsah vanadu menší než dle stechiometrického poměru V:N. Pak zůstává významné množství dusíku v tuhém roztoku. Avšak výrazný nadstechiometrický poměr V:N znamená vyšší koncentraci vanadu v matici a to má za příčinu zvýšení hrubnutí částic VN v důsledku zkrácení difuzních drah vanadu [13] a nebo snížení aktivační energie hrubnutí[14]. Je nutné optimalizovat obsah dusíku v oceli i vzhledem k dalším nitridotvorným prvkům. Například hliník a niob [15]. Na obrázku č.3 je demonstrováno, že při nedodržení těchto zásad není možné dosáhnout vysoké meze pevnosti při tečení ani u ocelí s obsahem dusíku ležícím uprostřed intervalu uvedeného v materiálových listech [16].



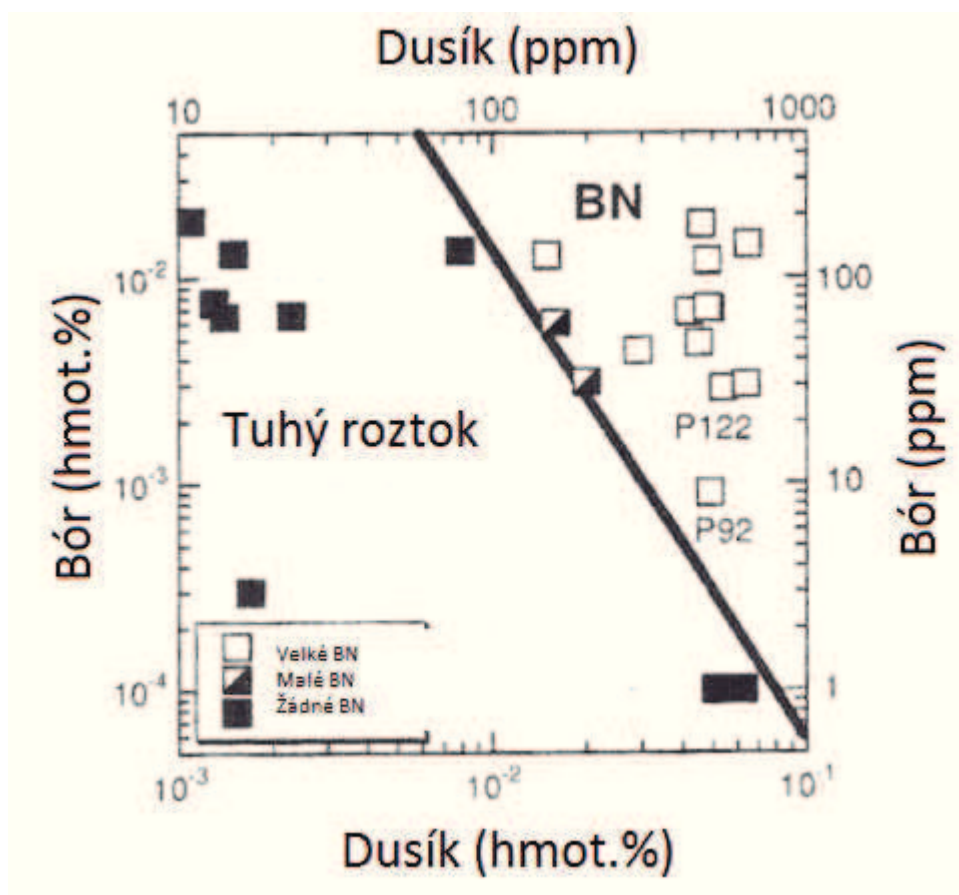
Obrázek č.3: Závislost meze pevnosti při tečení $R_{mT/600/105}$ na koncentraci dusíku, niobu a hliníku v oceli na bázi 9Cr-1Mo-V-Nb-N [15]

U 9-12%Cr modifikovaných ocelí se Mo a W zúčastňují tvorby karbidu $M_{23}C_6$. Paralelně také vzniká, za přítomnosti obou prvků, Lavesova fáze a v případě přebytků i fáze M_6X . Především fáze M_6X má negativní vliv na dlouhodobou žárovevnost oceli. Lavesova fáze se nejčastěji vytváří na hranicích zrn a subzrn. Avšak byl pozorován i její vznik na již existujících částicích nitridu a karbidu ($M_{23}C_6$ a MX). Zde využívá energeticky vhodnější podmínky pro precipitaci [17]. Tato fáze je omezena na rozmezí cca 650°C u ocelí s přibližně 1 hm.% Mo to je cca 750°C v případě ocelí s vyššími obsahy wolframu. Proto nelze očekávat její precipitaci v průběhu popouštění, ale objevuje se ve struktuře až po určité době creepového namáhání nebo dlouhodobého žhání [18]. Dříve byl Mo přidáván kvůli zpevnění tuhého roztoku. Předpokládaný příznivý vliv je až do 1 hm.%. [19]. V Japonsku se snažili částečně molybden nahradit wolframem. Obsah těchto prvků v tuhém roztoku zajišťuje vysokou creepovou pevnost, při krátkodobých creepových zkouškách, a případnou precipitaci malých částic Lavesovy fáze v průběhu první části creepového namáhání. Z tohoto důvodu bylo předpokládáno při zvýšení obsahů molybdenu a wolframu dojde ke zvýšení meze pevnosti při tečení. Tyto očekávání však dlouhodobé creepové zkoušky nepotvrdily. Jednotný názor na obsah molybdenu však není, podle jednoho názoru by obsah molybdenu $Mo_{ekv} = [\%Mo] + 1/2[\%W]$ neměl přesáhnout hodnotu 1 [20]. Dle jiných zdrojů je hodnota uvedena 1.2 - 1.5 [11]. Názory se rozdělují v domněnce že i přes vysokou rychlost růstu Lavesovy fáze se rychlost hrubnutí jejího zrna nízká, čímž nemůže zhoršovat creepové

vlastnosti oceli [21]. Omezením vzniku Lavesovy fáze a tím zpevnění oceli, je fakt, že přednostně vzniká na částicích sekundárních fází ($M_{23}C_6$, MX). Při zkouškách bylo zjištěno že Lavesova fáze hrubne pomaleji než částice karbidu $M_{23}C_6$. Částice Lavesovy fáze při creepové expozici dorůstají takových velikostí, že jejich příznivý vliv na žárovevnost oceli není příliš pravděpodobný.[5]

Dlouhodobé creepové zkoušky však prokázali snížení žárovevnosti chromových modifikovaných ocelí. A to vlivem precipitace stabilního komplexního nitridu na bázi chromu, niobu a vanadu tak zvaná Z-fáze [23]. Tato fáze je krystalograficky pojmenována tetragonální nitrid, který je velmi podobný Z-fázi jež se vyskytuje u autenitických Cr-Ni ocelí s obsahem niobu a dusíku. Má však větší parametr mřížky, jehož pokles, který se vyskytuje u chromových modifikovaných ocelí, souvisí s nahrazením niobu za vanad. Ten má menší atomový poloměr. Tato fáze pro odlišení, se často nazývá modifikovaná Z-fáze. Z-fázi tvoří tenké destičky, které jsou náhodně umístěné v matici oceli, ale často se pozorují poblíž primárních MX částic $Nb(C,N)$. V autenitických ocelích tato fáze příznivě ovlivňuje precipitační zpevnění, tento fakt však neplatí u modifikovaných chromových feritických ocelí. Jejich rychlost růstu je velmi vysoká a to následkem nesouladu mezi mřížkou fáze a železa. Částice o rozměrech $1\mu m \times 100nm$, které nahrubnou, nemají dobrý vliv na precipitační zpevnění oceli. Dokonce tvorbu Z-fáze následuje rozpouštění jemných částic $M_{23}C_6$ a nejvíce MX.[5]

Legování borem, který snižuje tvařitelnost oceli, má příznivý vliv na žárovevnost modifikovaných chromových ocelí, jak ukazují dlouhodobé výzkumy. Je použit do nových typů ocelí s pracovní teplotou $600^{\circ}C$ a vyšší. Vliv boru není do dnes plně objasněn, ale je průkazné, že vysoká žárovevnost ocelí s borem je důsledkem dlouhodobě zachované vysoké hustoty dislokací a jemného precipitátu MX v kombinaci s částicemi karbidu $M_{23}C_6$ [24, 25]. Na obrázku č.4 je naznačena optimalizace boru a dusíku v součinu rozpustnosti nitridu boru BN. Je zde vidět součin rozpustnosti BN a velikost jeho částic, což má vliv na žárovevnost oceli. Při překročení meze rozpustnosti se snižuje příznivý vliv boru.[5]



Obrázek č.4: Součin rozpustnosti BN [27]

U chromových modifikovaných ocelí je optimální koncentrace boru od 100-200ppm. Na rozdíl od P91, P92 a E911 kde je maximální koncentrace až 900ppm. Nová ocel FB 2 (9%Cr-1,5%Mo-0,20%V-0,05%Nb-0,0190%N-0,0085%B) však dosahuje dobrých výsledků oproti oceli P92, kterou přesahuje v dlouhodobé žárovečnosti o 15 MPa [24, 28].

Při teplotách 600°C a vyšších jsou oceli s 9%Cr náchylné na vysokoteplotní korozi a oxidaci na straně páry oproti oceli s 12%Cr. Nyní jsou hledány způsoby zvýšení obsahu chromu v ocelích alespoň na 10-11%Cr. Tento trend zastupují japonské oceli HCM12A, TB12M, HR100 a NF12 na obrázku č.5 nebo evropská ocel VM12 [29]. Oceli jsou vytvořeny pro teploty okolo 625°C. Však výsledky mikrostruktury ukázaly, že dochází k degradaci a rozpouštění jemných MX částic na úkor rychle rostoucí Z-fáze. To zapříčiňuje vyšší termodynamická síla pro vznik Z-fáze s rostoucím obsahem chromu v oceli [30].

U ocelí s velkým obsahem chromu je třeba dodat nějaký jiný austenitotvorný prvek na tvorbu δ -feritu. Jelikož je znám nepříznivý vliv niklu na strukturní stabilitu a dlouhodobou žárovečnost ocelí [10, 31] i vlivu na pokles transformační teploty A_{c1} . Používá se pro tyto účely kobalt. Okolo teplot 625°C a vyšších u těchto ocelí rychle klesá žárovečnost a ta souvisí

se změnou mikrostruktury. Dochází k hrubnutí Z-fáze a poklesu precipitačního zpevnění i hodnoty meze pevnosti při tečení. Z-fáze u 9%Cr ocelí se objeví po několika desítkách tisíc hodin, u 10-12%Cr ocelí je to v řádově kratších časech [32].

4. Vliv prvků na mikrostrukturu a vlastnosti ocelí

4.1 Vliv prvků na mikrostrukturu a vlastnosti oceli 9÷12% Cr

Uhlík a dusík

Obsah uhlíku se v moderních ocelích pohybuje v rozmezí $0,08 \div 0,20$ hm.% [33]. Zvyšující se obsah uhlíku degraduje technologické vlastnosti těchto ocelí, především svařitelnost a tvařitelnost [33, 34]. Rovněž s rostoucím obsahem uhlíku klesají teploty rozpadu austenitu M_s a M_{fs} , což v případě rozměrných výrobků vede ke stabilizaci významného množství zbytkového austenitu v martenzitické matici. Dusík ovlivňuje velmi pozitivně žárovevné vlastnosti 9 ÷ 12% Cr ocelí. Obsahy dusíku se pohybují v rozmezí $0,004 \div 0,08$ hm.%. Další zvyšování obsahu dusíku má za následek degradaci creepových vlastností ocelí [33]. Pro ocel s přísadou bóru bývají obsahy dusíku nižší než cca 0,02 hm.%, aby byla minimalizována tvorba nitridů bóru [35].

Chrom

Vysoké obsahy chromu zlepšují odolnost těchto ocelí vůči oxidaci, avšak negativně ovlivňují rozměrovou stabilitu karbidů $M_{23}C_6$, které mají vliv na žárovevnost ocelí [36]. V posledních dvaceti letech byly vyvinuty modifikované 9 %Cr oceli s vysokou žárovevností, ale jejich oxidační odolnost je v prostředí páry při teplotách $600 \div 650$ °C nedostatečná [37, 38]. V současné době jsou proto podle [39, 40] evropské vývojové práce zaměřeny především na oceli s obsahy 10 ÷ 12 %Cr.

Molybden a wolfram

Jedná se o prvky, které mají větší atomový poloměr než atomy železa. Jejich přísada do ocelí proto umožňuje zvýšit úroveň zpevnění tuhého roztoku. Jejich celkový obsah v ocelích se vyjadřuje pomocí následujícího vztahu [41, 42]: $Mo_{ekv} = hm. \% Mo + 0,5(hm. \% W)$
(3) Při překročení meze rozpustnosti wolframu nebo molybdenu dochází k precipitaci částic Lavesovy fáze, případně fáze M_6X . Foldyna [43] uvádí, že nemá význam zvyšovat obsah těchto prvků nad hodnotu $Mo_{ekv} = 1$. Fujita [44] navrhuje optimální obsah těchto prvků na úrovni $Mo_{ekv} = 1,2 \div 1,5$.

Křemík

Křemík má menší atomy než železo a vyvolává zpevnění tuhého roztoku. Tento prvek má pozitivní vliv na odolnost těchto ocelí vůči oxidaci, ale negativně působí na chemickou heterogenitu ingotů a mikrostrukturní stabilitu ocelí. Obsahy křemíku v $9 \div 12 \%Cr$ ocelích jsou závislé na účelu použití těchto ocelí [45].

Hliník

Hliník má velmi negativní vliv na úroveň žárovevnosti modifikovaných $9 \div 12 \%Cr$ ocelí, především v kombinaci s přísadou dusíku [33, 45]. Hrubé částice AlN v průběhu popouštění precipitují na hranicích subzrn a tím nepříznivě ovlivňují nejen precipitační zpevnění těchto ocelí, ale jsou také příčinou poklesu creepové plasticity [46, 47]. Aplikované výrobní technologie proto musí umožnit minimalizaci obsahu hliníku [48].

Vanad a niob

Modifikované $9 \div 12 \%Cr$ oceli se legují přísadou vanadu pro dosažení účinného precipitačního zpevnění kovové matrice jemnými částicemi MX [33, 45, 49]. Intenzita precipitace vanadem bohatých částic MX závisí na obsahu dusíku v oceli, parametrech tepelného zpracování a creepové expozice [41]. Malá přísada niobu se používá především pro omezení růstu austenitického zrna v průběhu dlouhodobé výdrže na vysokých teplotách ohřevu během tepelného zpracování na jakost [33]. Niob tvoří částice NbX , kde X je C , N .

Částice NbX se v průběhu austenitizace rozpouštějí pouze částečně, protože rovnovážná rozpustnost niobu v kovové matici je i při vysokých teplotách velmi malá [41].

Mangan, nikl, kobalt, měď

Tyto prvky jsou austenitotvorné a mohou být použity pro kompenzaci účinků feritotvorných prvků na složení ocelí. Obsah niklu je zpravidla v modifikovaných 9 ÷ 12 %Cr ocelích nízký, protože způsobuje snížení žárupevných vlastností [35]. Účinek přísady kobaltu nebo mědi na žárupevné vlastnosti a mikrostrukturní stabilitu moderních ocelí není ještě v současné době zcela jasný [33, 35]. Kobalt, na rozdíl od ostatních austenitotvorných prvků, zvyšuje teplotu M_s , jeho nevýhodou je však jeho cena. Obsah manganu bývá obvykle v 9 ÷ 12 %Cr ocelích nízký, protože tento prvek snižuje transformační teploty a negativně ovlivňuje úroveň chemické heterogenity ocelí [41].

Bór

Malé množství bóru v modifikovaných 9 ÷ 12 %Cr ocelích má velmi pozitivní vliv na úroveň žárupevných vlastností a na odolnost proti zkřehnutí [50, 51, 39]. Pro zajištění dobré úrovně houževnatosti, tvařitelnosti a svařitelnosti se doporučuje používat přísadu bóru pouze do cca 100ppm [52].

4.1 Vliv prvků na mikrostrukturu a vlastnosti oceli CrMoV ocelí

Zvýšením žáropevnosti dosáhneme přidáním malého obsahu vanadu do oceli legované chromem a molybdenem [53]. Důvodem zvýšení žáropevnosti je precipitace stabilního karbidu vanadu V_3C_3 . Ten je vyloučen během popouštění oceli. Karbid vanadu má malé předpoklady k hrubnutí během dlouhodobé teplotní expozice. Optimální obsah je udán podle Kenta [54] poměrem V:C rovnajícím se přibližně 4. Zvýšením přes tuto mez zapříčiňuje zvýšení hrubnutí karbidu, což je nevhodné. Při zvýšení obsahu dochází k vytváření karbidu M_6C , který je nežádoucí [55].

Molybden u těchto ocelí CrMoV lze účelně zvyšovat do 0,5% [54]. Překročení této meze má za následky vzniku Mo_2C a hlavně M_6C , což je komplexní karbid, který spotřebuje

molybden z tuhého roztoku a snižuje substituční zpevnění. M_6C částice precipitují na úkor karbonitridů vanadu MX . Následkem toho je snížení precipitačního zpevnění[56].

Experimenty na popuštěných vzorcích ukázaly, že molybden rozpuštěný v tuhém roztoku má vliv na žárovevnost oceli. Částice Mo_2C a M_6C precipitují a vytahují část molybdenu z tuhého roztoku. Následkem toho dojde ke snížení meze pevnosti při tečení [56].

Prumenský a kol. v práci [57] provedli srovnání rychlosti hrubnutí karbidických fází. Poměry fází při creepu a teplotě 600°C:

$V(C,N)$:	V_4C_3	:	M_2X	:	$M_{23}C_6$:	M_7C_3	:	M_3C
1	:	18	:	44	:	209	:	2206	:	30118

Výsledky struktur nezatížených napětím byly poměry v rychlostech hrubnutí následující:

$V(C,N)$:	V_4C_3	:	$M_{23}C_6$:	M_7C_3	:	M_2C
1	:	18	:	15	:	95	:	2118

Při beznapětové expozici se rozdíly hrubnutí zmenšují [57]. Z výsledků je zřejmé, že karbonitrid vanadu $V(C,N)$ má nejmenší náchylnost k hrubnutí. Proto se výzkum zaměřil na oceli CrMoV a na stanovení množství dusíku v matrici ve spojení s precipitací $V(C,N)$ o vhodné disperzi. 15 128 je nejrozšířenější ocel CrMoV, u nás. Chemické složení 0,5%Cr-0,5%Mo-0,3%V. Byla navrhována jako žárovevná ocel pro energetické bloky.[4]

5. Svařitelnost ocelí

5.0 Vliv chemického složení na svařitelnost materiálu

Uhlík

Uhlík, který je přítomen ve všech ocelích ovlivňuje rozhodujícím způsobem jejich svařitelnost. Ovlivňuje především mechanické vlastnosti ocelí. S rostoucím obsahem uhlíku rostou hodnoty R_m , R_e , HV oceli a snižují se její plastické vlastnosti vyjádřené hodnotami KCV , A_5 , a Z . S rostoucím obsahem uhlíku v oceli se zvyšují také hodnoty tvrdosti martenzitu, který vzniká ve svarech při velkých rychlostech ochlazování. Současně se snižují kritické rychlosti ochlazování pro vznik martenzitické struktury. Proto je jeho obsah ve svařitelných nelegovaných ocelích omezován na hodnotu 0,25 hm%, při které se ještě nepředpokládá vznik studených trhlin ve svarech. Při tomto obsahu uhlíku se dosáhne, při rychlostech ochlazování odpovídajících běžným obloukovým metodám svařování, v TOO svarového spoje 50% martenzitické struktury o tvrdosti 350 HV10. Proto byla tato hodnota tvrdosti stanovena jako maximální přípustná hodnota tvrdosti v tepelně nezpracovaných svarových spojích uhlíkových ocelí. Při svařování uhlíkových ocelí s obsahem uhlíku větším než 0,25 hm% je nutné předepsat předehřev, dohřev a tepelné zpracování pro zabránění vzniku studených trhlin [58].

Křemík

V nelegovaných uhlíkových ocelích zvyšuje pevnost feritu. Působí silně desoxidačně. Nedostatek křemíku vede k tomu, že ocel je neuklidněná (pod 0,1 hm% Si). Horní hranice je omezena hodnotou 0,45 hm% Si [58].

Mangan

Zvyšuje mez kluzu i mez pevnosti, aniž by byla do určitého obsahu snížena plasticita. Proto je možné dosáhnout ve svařitelných uhlíkových ocelích vyšších hodnot meze kluzu a meze pevnosti než odpovídá maximálnímu obsahu uhlíku 0,25%. Nelegované uhlíkové oceli

obvykle obsahují 0,30 až 1,7 hm% manganu. Mangan působí jako desoxidační prvek a společně s křemíkem se používají k výrobě uklidněných ocelí. Síra se váže na mangan za tvorby MnS. Pomocí manganu se proto dá snížit obsah síry v oceli nebo ve svarovém kovu [58].

Fosfor

Zvyšuje mez kluzu i mez pevnosti a zvyšuje odolnost proti atmosférické korozi především ve spojení s mědí. Jeho přítomnost snižuje plasticitu oceli a způsobuje zkřehnutí za studena. V současnosti se proto u nelegovaných ocelí omezuje obsah fosforu na max. 0,04 hm.%. Jeho škodlivé působení lze shrnout následovně [58]:

- Zvyšuje sklon k segregaci tím, že prodlužuje dvoufázovou oblast v rozmezí teplot 1534 až 1050°C.
- Malá difúzní rychlost v α a γ tuhém roztoku (ferit, austenit) nedovoluje vyrovnání koncentrace fosforu.
- Způsobuje zkřehnutí tuhého roztoku α .
- Zkřehnutí feritu vede ke křehkým lomům, které lze prokázat prudkým snížením hodnot vrubové houževnatosti i za vyšších teplot [58].

Síra

Někdy se přidává úmyslně do nelegovaných konstrukčních ocelí za účelem zlepšení obrobiteľnosti. Železo a sulfid železnatý tvoří nízkotavitelné eutektikum, jehož bod tavení se vlivem oxidu železnatého posouvá k ještě nižším teplotám. Kritická je široká oblast tuhnutí od bodu tavení železa při 1534°C až k bodu tavení Fe-FeS eutektika při 988°C. V tomto celém rozsahu teplot je γ tuhý roztok v rovnováze s tekutou fází, která může dosáhnout eutektické koncentrace kolem primárních zrn, až 31 hmotnostních procent síly. Proto při tváření za tepla a svařování dochází k natavení eutektika na hranicích zrn a tím nastane porušení materiálu. Tento jev je nazýván náchylností na vznik teplých likvančních trhlin. Při vysokém obsahu síry působí příznivě přítomnost manganu. Síra má k manganu větší afinitu než k železu a bod tavení sulfidu manganu leží podstatně výš (1610°C). Tzn., že sulfidy manganu při tuhnutí oceli jsou již v pevném stavu a působí jako krystalizační zárodky, které

jsou rozděleny v zrnech oceli, tj. nenachází se na hranicích zrn. U nelegovaných ocelí má být v současné době max. obsah síry do 0,04 hm. %. Vysoký obsah síry je jednou z hlavních příčin vzniku lamelárních trhlin [58].

Dusík

V železe a jeho slitinách se vyskytuje vždy určitém množství závislém na technologii výroby. Maximální rozpustnost dusíku je při 1600°C 0,04 hm.%. Dusík je podobně jako uhlík austenitotvorný prvek a proto jeho přítomnost v uhlíkové oceli způsobuje rozšíření pole γ . Vznik nitridů má podstatný vliv na vlastnosti ocelí, neboť se zvyšuje mez kluzu, pevnosti a tvrdost. Současně se snižují plastické vlastnosti, zejména tažnost, vrubová houževnatost, příp. mez únavy. Praktickými projevy vylučování nitridů železa je stárnutí uhlíkových ocelí o křehkost v oblasti teplot 100 až 350°C. Zvláště je nebezpečné vylučování nitridů v úzkém pásmu v okolí svaru, které může vést při nižších teplotách k úplnému porušení konstrukce [58].

Vodík

Ve slitinách železa je vodík nežádoucí příměsí. Rozpouští se v nich při tavení a to jak při výrobě, tak i při svařování. Největší rozpustnost vodíku je v železe γ , která je větší než v železe α a δ . Mez rozpustnosti vodíku při 1530 °C je 28 cm³ ve 100 g železa. Vodík je v kovu buď rozpouštěn, nebo tvoří s kovy hydridy. Vodík je příčinou vzniku následujících vad ve svarových spojkách [58]:

- pórovitost svarového kovu
- oduhličení svarového kovu
- vznik trhlin ve svarovém kovu a tepelně ovlivněné oblasti
- vznik „rybích ok“ [58]

Zdroj vodíku při tavném svařování, kterých je nutné se vyvarovat jsou: vlhkost obalu elektrod a tavidel, vlhkost na povrchu základního materiálu a přídavného materiálu, zbytky maziva po tažení ulpělé na povrchu přídavného materiálu – drátu, vč. drátu jádra elektrod, vodík absorbovaný při moření i poměďování povrchů drátu, zbytky po povrchových

úpravách přídavných i základních materiálů ve vodních roztocích, vlhkost v ochranných plynech, obsah vodíku v základním materiálu, korozní produkty, barvy a mazadla na svařovacích plochách [58].

Hliník

Hliník působí silně desoxidačně a dentitrifikačně. Oxidy a nitridy hliníku působí jako krystalizační zárodky při tuhnutí oceli. Silně uklidněné oceli mají min. 0,02 hm.% hliníku [58].

Měď

Měď se do nelegovaných ocelí dostává používáním šrotu s určitým obsahem mědi. Obsah mědi do 0,26 hm.% se pokládá za neškodný. Při obsahu 0,15 až 0,50 hm.% mědi v oceli se snižuje rychlost koroze tím, že měď vytváří těsnou nepropustnou oxidickou vrstvu, která chrání výrobek před další atmosférickou korozi. Tohoto jevu je využito u konstrukčních ocelí odolných proti atmosférické korozi. Obchodní názvy těchto ocelí jsou „Corten“ a „Atmofix“ [58].

Nikl

Nikl dolegováváme do ocelí a svarových kovů pro zlepšení jejich plastických vlastností, zejména při nízkých teplotách a pro zvýšení jejich pokalitelnosti. Nezpevňuje ocel ani substitučně ani interstaciálně. Ve vysokolegovaných Cr-Ni austenitických ocelích zajišťuje spolu s ostatními austenitotvornými prvky dosažení austenitické mikrostruktury [58].

Chrom, Molybden, Vanad

Cr, Mo, V jsou karbidotvorné prvky, které precipitací karbidů Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Mo_2C , V_4C_3 výrazně precipitačně zpevňují oceli i svarové kovy. Molybden, pokud je rozpuštěn v tuhém roztoku přispívá také k substitučnímu zpevnění materiálu. Vanad vytváří s dusíkem karbonitrid typu V (C,N) nebo nitrid vanadu VN, které zvyšují pevnostní vlastnosti ocelí a svarových kovů při vysokých teplotách a v oblasti tečení. S rostoucím obsahem Cr se také zvyšuje odolnost materiálu proti korozi. Dolegování Ni, Cr, Mo a V do oceli nebo svarového

kovu způsobí zvýšení požadovaných teplot předehřevu pro zabránění vzniku studených trhlin ve svarových spojkách [58].

5.1 Svařitelnost oceli P91

Při svařování dochází k degradaci mechanických i žárupevných vlastností v důsledku rozdílu chemického složení základního materiálu a svarového kovu. Hlavně v TOO pak dochází ke změnám mechanických a žárupevných vlastností. Požadavkem při použití technologie svařování tyto nepříznivé jevy odstranit. Ocel P91 byla vyvíjena s ohledem na její svařitelnost. Význam má nízký obsah uhlíku, který je srovnatelný s obsahem ve svarovém kovu. Vznikající martenzit v průběhu svařování má nižší tvrdost. Proto se předpokládá nižší náchylnost ke studeným trhlinám.

5.2 Svařitelnost nízkolegovaných feritických ocelí (15 128 dle ČSN 41 5128)

Nejslabší místo u zařízení pracujících v podmínkách creepu jsou většinou svarové spoje. Zde dochází ke snížení meze pevnosti jak ve svarovém kovu tak především v některém pásmu TOO. Se svařováním feritických žárupevných ocelí se často setkáme při opravách a výrobě energetických zařízení. Jednou z nutností je aplikovat předehřev a tepelné zpracování svarů. K sekundárnímu vytvrzení dochází za působení pracovní teploty. To má za následek snížení plasticity a v provozu četnými defekty svarových spojů.[9] pozoroval defekty. A Mohyla [10]. V těchto pracích bylo potvrzeno, že lze svařovat oceli T23,T24 bez předehřevu. Vynechat ale celé tepelné zpracování svarového spoje nelze.

5.2.0 Svařitelnost ocelí typu 0,5%Cr-0,5%Mo-0,3%V

Precipitační zpevnění dominuje u těchto ocelí, je to disperzní fáze karbidu M_4C_3 . Toto však požaduje velikou pozornost věnovanou vnesenému teplu do svaru a použitou technologii

svařování, protože materiál je citlivý na rozměrovou stabilitu částic M_4C_3 a jejich zpevňující efekt [64]. Veliký vliv na mechanické vlastnosti svařeného dílu pak má popouštění. Volba teploty popouštění ovlivňuje disperzní fázi karbidu vanadu, který se vylučuje během něho. S tím je spojitě sekundární vytvrzení matrice a projevem maxima pevnostních vlastností avšak minima vrubové houževnatosti v oblasti teplot 600 – 680°C [59].

Nárustem tloušťky svařovaného materiálu se zvětšuje i úroveň vnitřních pnutí ve svarovém spoji, ale dochází k nerovnoměrnému rozdělení mezi svarový kov a tepelně ovlivněnou oblast. S tímto jsou svázány i lokálně plastické deformace, které jsou zapříčiněny postupným chladnutím vrstev housenek. Tyto deformace zapříčiňují nerovnoměrné rozdělení dislokací. Při změně hustoty dislokací dochází i ke změnám v množství dislokačních center při heterogenní precipitaci karbidu M_4C_3 . Ve výsledku toto ovlivňuje heterogenitu žárovevnosti a plastických vlastností jednotlivých oblastí svarového spoje [53]. U tloušťek svařovaného materiálu nad 40 mm je doporučeno aby neměl nižší teplotu než 100°C a ihned po svaření bylo aplikováno popouštění [53].

Pro svaření těchto ocelí lze použít metodu 111, 121, 141 po případě elektrostruskové svařování. V každém případě je třeba snížit obsah vodíku a to z důvodu snížení náchylnosti na vznik trhlin a pórů ve svarovém spoji [60].

Homogenní svarové spoje oceli P91

Jsou vyvíjeny přídavné materiály se snahou dosáhnout vysokých hodnot meze pevnosti při tečení a zároveň vyhovující úrovně vrubové houževnatosti svarového kovu po vyžehání svarového spoje. Legující prvky zlepšující žárovevnné vlastnosti však snižují úroveň vrubové houževnatosti svarového kovu. TOO je kritická oblast svarového spoje pro musíme její šířku minimalizovat [61].

Heterogenní svarové spoje oceli P91

Jsou to svarové spoje spojující ocel P91 s jinou žárovevnnou ocelí. Těmto spojům je věnována velká pozornost, zejména např. z hlediska řešení svařitelnosti, technologie svařování a mechanizace svařování spojů, ověření jejich žárovevnných vlastností [62]. Podmínkou úspěšného nasazení heterogenních svarových spojů je aby jejich žárovevnnost dosahovala žárovevnnosti homogenních svarových spojů nízkolegovaných ocelí.[63]

Metody pro svařování oceli P91

- metoda 111 (Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou), je stále nejpoužívanější metodou používanou energetice,
- metoda 141 (Obloukové svařování wolframovou elektrodou v inertním plynu), používá se pro stehování dílů a svařování kořene svaru,
- metoda 121 (Svařování pod tavidlem drátovou nebo plněnou elektrodou), používá se jako výplň svarů větších tloušťek.

Metody pro svařování oceli 15 128

- metoda 111 (Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou), je stále nejpoužívanější metodou používanou energetice,
- metoda 141 (Obloukové svařování wolframovou elektrodou v inertním plynu), používá se pro stehování dílů a svařování kořene svaru,
- metoda 121 (Svařování pod tavidlem drátovou nebo plněnou elektrodou), používá se jako výplň svarů větších tloušťek.

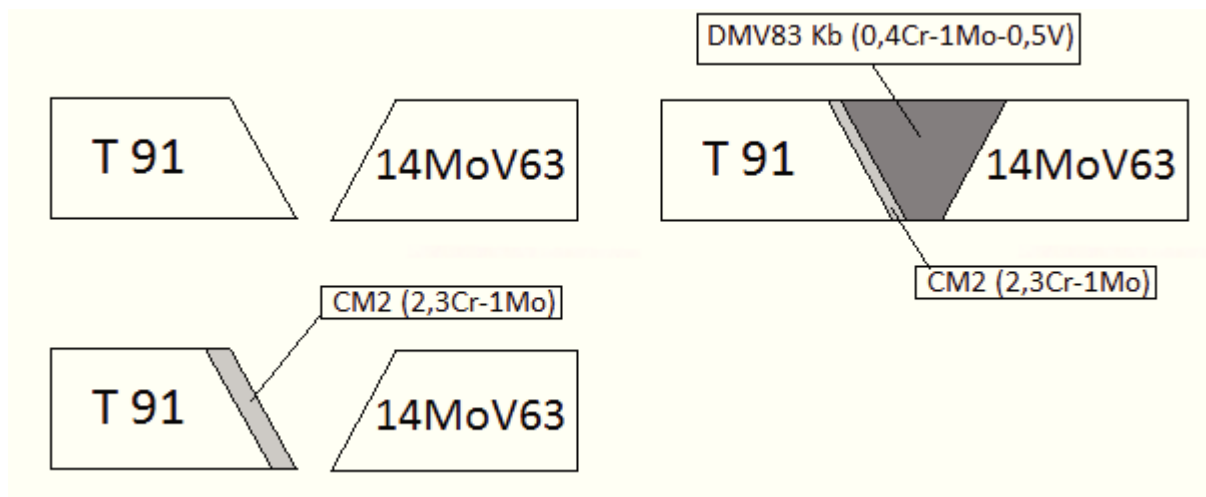
Tabulka č.6: Základní mechanické vlastnosti základního materiálu oceli P91 a svarového spoje ocelí P91 a 15128 [1]

Ocel	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_5 (%)	Z (%)
Svarový spoj	-	673	-	-
Základní materiál P91	484	657	20,8	52,5

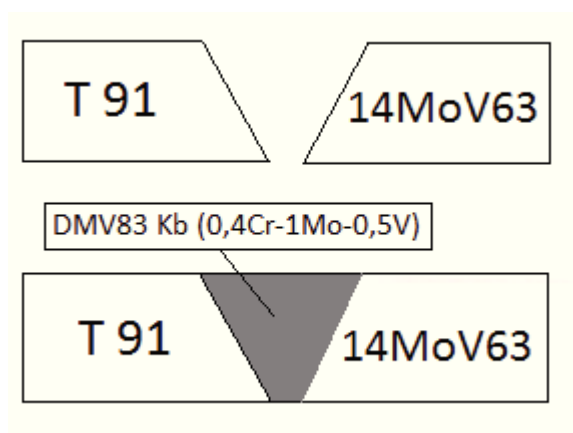
5.3 Kombinovaný svarový spoj ocelí 9Cr1MoVNbN - 0,5Cr0,5Mo0,3V

Z kapitoly kombinovaných svarových spojů bylo nejnnutnější vyřešit spoj ocelí P91 - 15 128. Toto spojení je velmi často využíváno v ČR při opravách a rekonstrukcích elektráren.[1]

Navržené varianty jsou zobrazeny na obrázku č.5 a obrázku č.6 jež byly uvedeny v literatuře [1]. Dle [1] je tento kombinovaný spoj vhodné takto řešit s ohledem na snížení hodnot žárovevnosti svarového spoje 20-25% v porovnání se základním materiálem 15 128.



Obrázek č.5: Svarový spoj oceli P91 - 14MoV63 (15 128) [1]



Obrázek č.6: Svarový spoj oceli P91 - 14MoV63 (15 128) [1]

Dle [1] bylo usouzeno, že navařením svarové plochy na straně oceli 15 128 a svařením přídavným materiálem pro P 91 se může dosáhnout vlastností rovnajících se základnímu materiálu oceli 15 128.

6. Mechanizmy zpevnění

Precipitační zpevnění je jeden z hlavních mechanismů během vysokoteplotní expozice, zpevnění tuhého roztoku a legování bórem [66].

6.0 Precipitační zpevnění

U ocelí CrMoV je precipitační zpevnění způsobeno nanočásticemi V₄C₃ nebo VCN. U modifikovaných ocelí 9-10% Cr je precipitační zpevnění způsobeno částicemi M₂₃C₆. Obě uvedené oceli jsou zpevňovány jen jednou fází. Disperze je charakterizována střední vzájemnou vzdáleností částic, kterou lze získat z rovnice (1) [66].

$$\lambda = \frac{1}{2}(N_v \cdot d_{mean})^{-\frac{1}{2}} - d_{mean} \sqrt{\frac{2}{3}} \quad (1)$$

N_v - počet částic v jednotce objemu

d_{mean} - střední průměr částic

λ - střední vzájemná vzdálenost částic

U žáropevných ocelí typu 9-12%Cr dolegovaných dusíkem umožňuje formování velmi malých částic nitridu a karbonitridu vanadu. Tyto částice v kombinaci s částicemi M₂₃C₆ pomáhají ke zvýšení precipitačního zpevnění. Proto lze precipitační zpevnění vyjádřit efektivní střední vzájemnou vzdáleností mezi částicemi vyplývající z rovnice (2) [66].

$$\frac{1}{\lambda_{eff}} = \frac{1}{\lambda_l} + \frac{1}{\lambda_s} \quad (2)$$

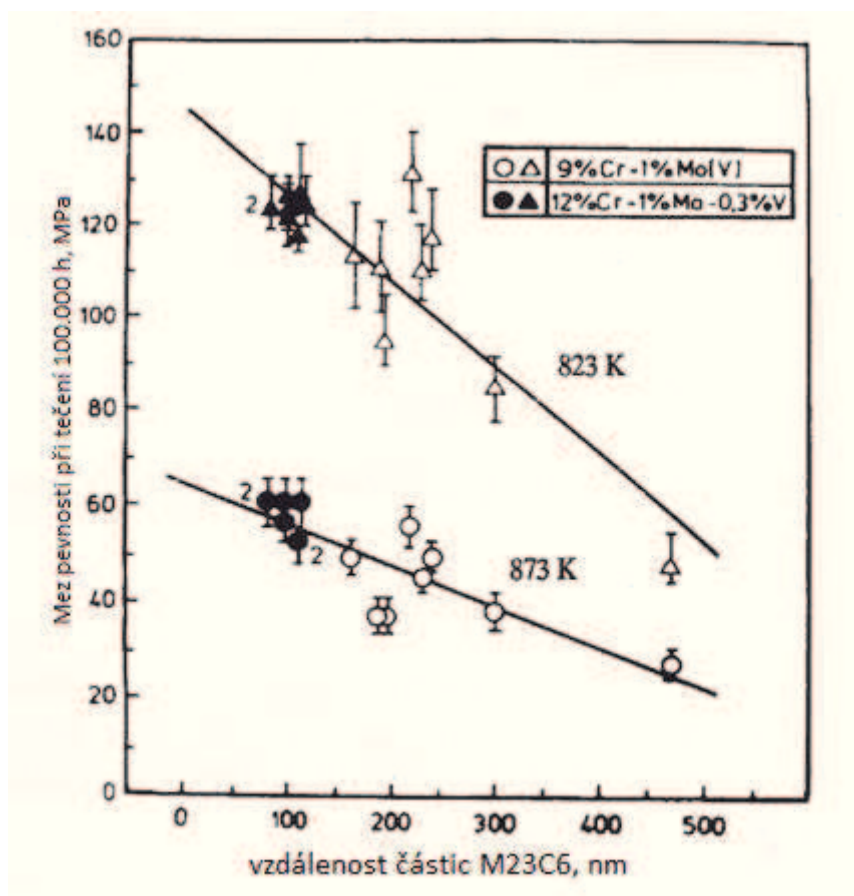
λ_{eff} - efektivní střední vzdálenost mezi částicemi

λ_l - střední vzájemná vzdálenost větších částic ($M_{23}C_6$)

λ_s - střední vzájemná vzdálenost malých částic (MX)

Pro výpočet λ_l a λ_s je nutno použít rovnici (1).

Bylo ověřeno, že pokud se střední vzdálenost mezi částicemi snižuje, pak mez kluzu a mez pevnosti při teplotě okolí se zvyšují, ale rychlost tečení klesá. Na obrázku č.7 je vykreslena závislost meze pevnosti na střední vzájemné vzdálenosti u oceli 9-12%Cr [66].



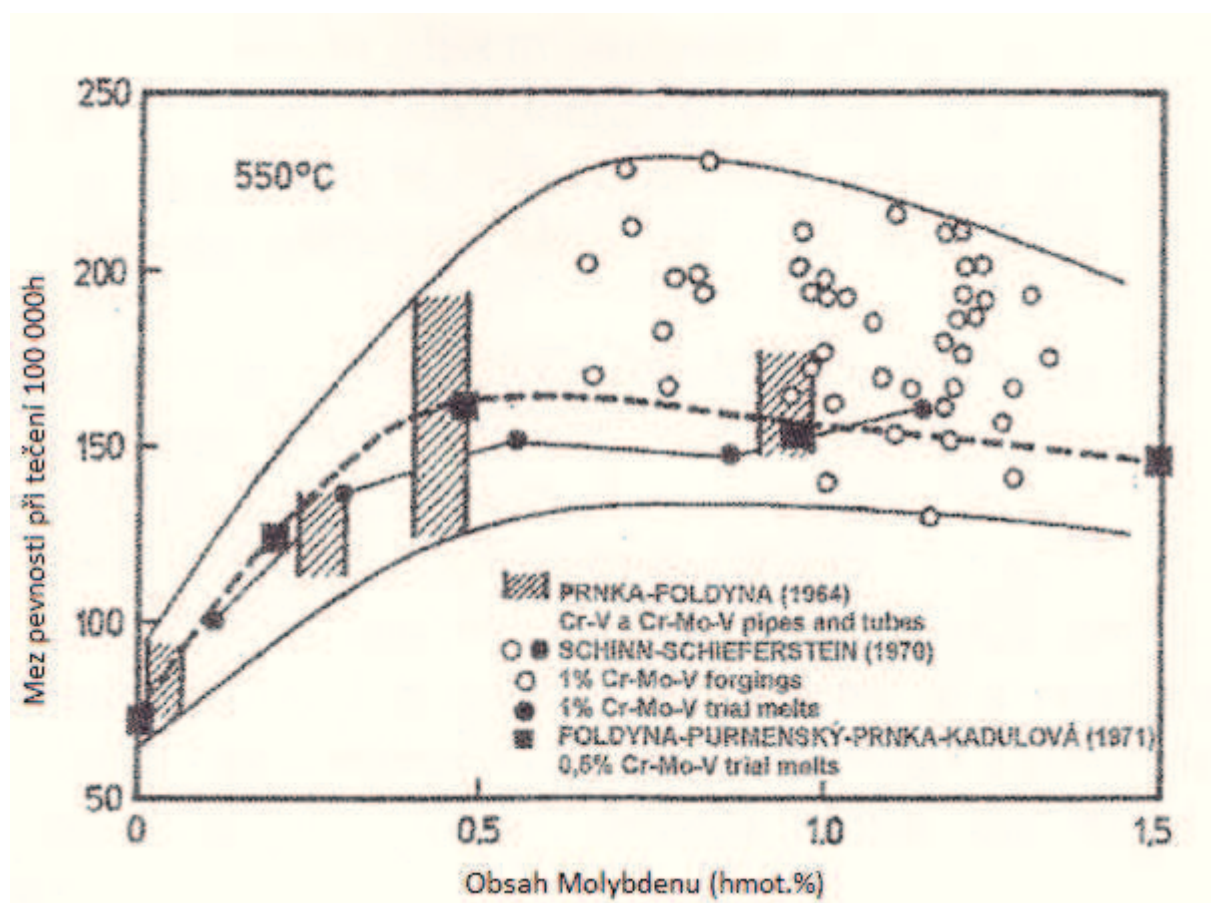
Obrázek 7: Závislost střední vzájemné vzdálenosti mezi částicemi

na mezi pevnosti při tečení 9-12%Cr ocelí [66].

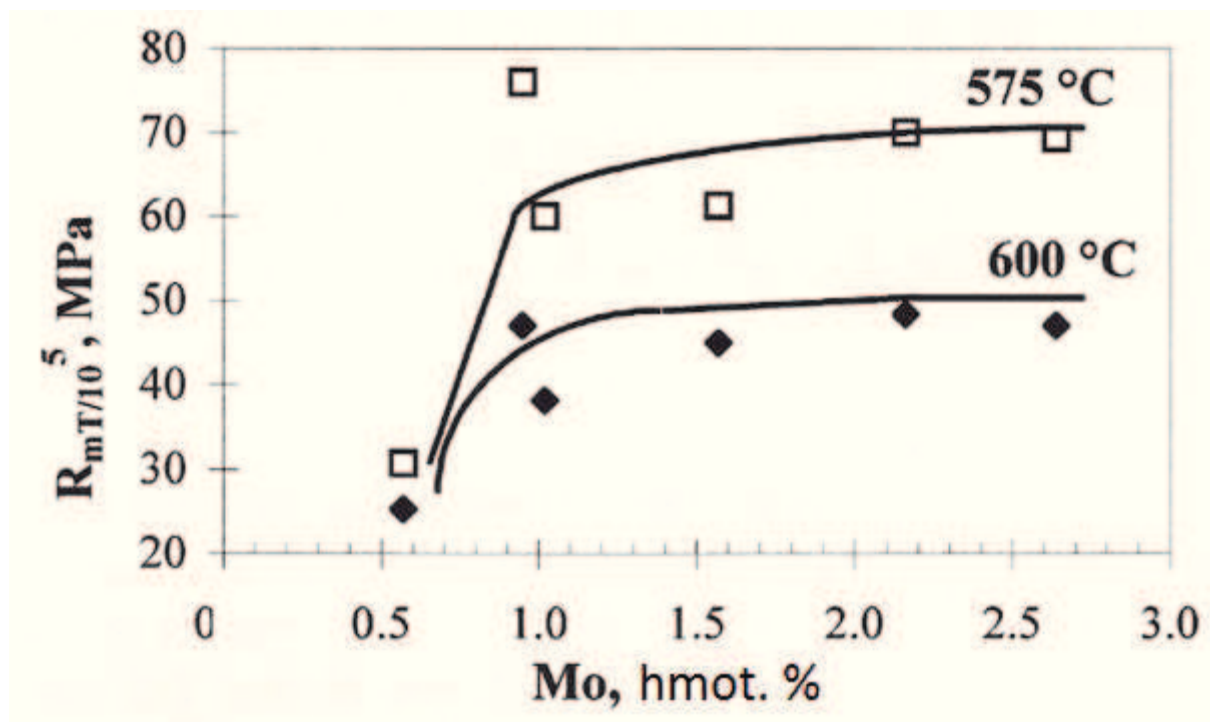
6.1 Zpevnění tuhého roztoku

Na zpevnění tuhého roztoku má vliv obsah molybdenu nebo wolframu v tuhém roztoku. Avšak není důvod zvyšovat ekvivalentní obsah molybdenu Mo_{eq} ($Mo_{eq} = \%Mo + 0,5\%W$) v oceli nad mez rozpustnosti. Zvýšením obsahu nad mez rozpustnosti zapříčiní precipitaci sekundárních fází na Mo nebo W (M_6X , $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$). V důsledku toho dojde ke snížení zpevnění tuhého roztoku. Dále tyto fáze zapříčiní rozpouštění malých vytvrzujících částí MX (V_4C_3 , VCN , VN , NbX) a Mo_2C , ve všech feritických ocelích. Proto jejich precipitace snižuje zpevnění. Zvyšování obsahu Mo a W nad mez rozpustnosti je nevýhodné [66].

Na obrázku č. 8 a 9 je znázorněna závislost meze pevnosti při tečení a obsahu molybdenu pro oceli CrMoV a 9%Cr.



Obrázek č.8: Závislost meze pevnosti při tečení na obsahu Mo v CrMoV oceli [66].



Obrázek č.9: Závislost meze pevnosti při tečení na obsahu Mo v 9%Cr oceli [66].

Po vyhodnocení a odečtení hodnot z grafu je zřejmé, že ekvivalentní obsah molybdenu by měl být pro oceli CrMoV do 0,5% a v ocelích 9%Cr do 1%. Obsah molybdenu ve feritických ocelích by se měl rovnat obsahu molybdenu u žárupevných ocelích bez wolframu. Tyto experimenty byly potvrzeny termodynamickými výpočty [66].

6.2 Zpevnění pomocí legování bórem

Bór zvyšuje prokalitelnost nízkolegovaných a 9-12%Cr modifikovaných ocelí. Dochází ke zvýšení hustoty dislokací a důsledku toho také se zvětšuje počet nukleacích center pro precipitaci jemných částic MX. Pro oceli 9-12%Cr dochází k precipitaci částic $M_{23}C_6$. Tu je více jak 50% uhlíku nahrazeno bórem pro zpomalení hrubnutí v průběhu vysokoteplotní expozice. Problém vzniká u modifikovaných Cr oceli, jež mají vyšší obsah dusíku než oceli CrMoV a proto dochází u nich k formování částic BN. Vznikem těchto částic dochází ke snížení úrovně precipitačního zpevnění a prokalitelnosti oceli. Bylo pozorováno, že během

dlouhodobé vysokoteplotní expozice si oceli legované bórem zachovávají hustotu dislokací. Ta je předpokladem vyšší žáropevnosti [8].

7. Degradací mechanizmy

U žárupevných ocelí je degradace zapříčiněna dlouhodobou vysokoteplotní expozicí. Při níž dojde k mikrostrukturám změnám vlivem snižování účinků precipitačního zpevnění, nebo zpevnění tuhého roztoku. Zhrubnutí sekundární fáze zapříčiní zvětšení středního průměru částic, ale podíl v objemu zůstává stejný. Dojde ke zvýšení střední vzdálenosti částic a tím ke snížení meze pevnosti při tečení. U ocelí CrMoV nízkolegovaných mají kladný vliv částice V_4C_3 nebo VCN. Nevýhodná je precipitace částic sekundární fáze M_6C u všech nízkolegovaných ocelí z důvodu ochuzení o Mo a nebo W v matrici. Dále pak M_6C způsobuje rozpouštění částic karbidů a karbonitridů (VC, VCN, Mo_2C) a tím sníží precipitační zpevnění. [5]

Precipitace sekundární fáze M_6X byla sledována u všech feritických ocelí. U 9-12%Cr byla pozorována Lawesova fáze $Fe_2Mo(W)$. Precipitací M_6C nebo M_6X dochází k potlačení počtu malých částic V_4C_3 , VCN, VN a NbX. U 9-12%Cr může dojít k výskytu precipitace sekundární Z-fáze, na úkor částic MX. Lawesova a Z-fáze zapříčiňuje rozpouštění malých částic a tím v důsledku klesá mez pevnosti při tečení a dále klesá obsah molybdenu a wolframu a tím se snižuje zpevnění tuhého roztoku [5].

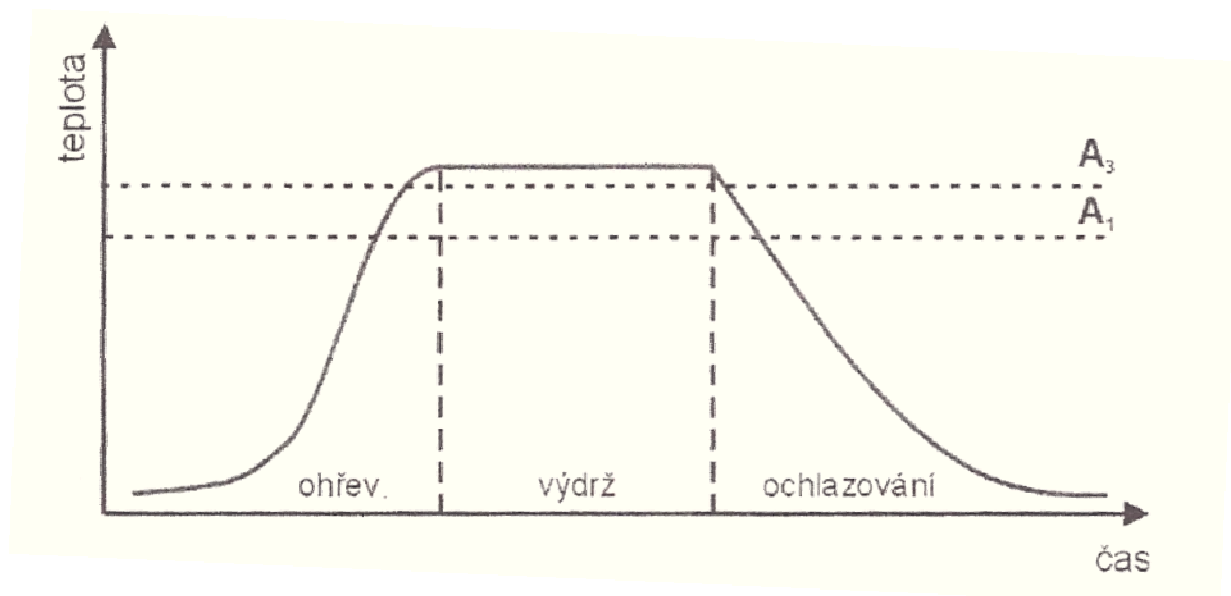
8. Tepelné zpracování svarových spojů

8.0 Základy tepelného zpracování

Tepelné zpracování zásadním způsobem ovlivňuje užité vlastnosti svarového spoje. Při použití tepelného zpracování dochází ke chtěné změně struktury materiálu, tato změna je závislá na použité teplotě a času [58].

Tento proces má tři fáze, viz. obrázek č.10:

- a) ohřev na danou teplotu
- b) výdrž na dané teplotě
- c) ochlazení



Obrázek č.10: Časový průběh teploty při obecném režimu tepelného zpracování, příklad: normalizační žíhání [58]

Fází ohřevu zajišťujeme ohřátí materiálu na danou teplotu, která je potřebná k provedení strukturních změn. Rychlost ohřevu je závislá na schopnosti materiálu pojmout teplo. Oceli s menší tloušťkou a nebo dobrou tepelnou vodivostí je možné ohřívat postupným zvyšováním teploty. Avšak u ocelí s nízkou tepelnou vodivostí, nebo velkou tloušťkou je nutné po zvýšení teploty setrvat na této teplotě, aby se teplota povrchu vyrovnala s teplotou jádra pro vyrovnaní napěťového gradientu. Pro zamezení vzniku trhlin. První fáze ohřevu končí dosažením požadované teploty po celé tloušťce ohřívaného materiálu[58].

Výdrž na teplotě nám zaručuje dostatek času pro změnu struktury. Což může zahrnovat překrystalizaci kovové mřížky, propouštění nebo precipitaci fází, difuzní pochody

a jiné. Časový úsek je stanoven dle tloušťky materiálu, druhu oceli a technologií tepelného zpracování. Jednotka se udává jako čas/1mm tloušťky oceli [58].

Ochlazení je důležitou fází tepelného zpracování. Dochází zde, u tep. zpracování s překrystalizací, k formování nové struktury. Je rozhodující pro nové užité vlastnosti materiálu[58].

8.1 Základní režimy tepelného zpracování

Druh tepelného zpracování je vždy dáno tím, pro jaký účel má sloužit. Základní rozdělení dle teplot se dělí [58]:

- a) s překrystalizací
- b) bez překrystalizace

Důvody tepelných zpracování [58]:

- snížení zbytkových napětí
- zlepšení užitečných vlastností svarového spoje
- zmenšení rizika zbrzděných lomů
- snížení obsahu difuzního vodku ze svarového spoje
- zlepšení rozměrové stability svařence

Dává se přednost tepelnému zpracování celé svařované konstrukce, pokud to není možné použije se lokálního žíhání. Konstrukce se však mohou během zpracování, vlivem vysoké teploty zdeformovat. Z tohoto důvodu se používají výztuhy. Vlastní zatížení svojí vahou nesmí přesáhnout mez 0,9.Re při teplotě žíhání. U konstrukcí namáhaných vnitřním tlakem se tepelné zpracování provádí před tlakovou zkouškou. U žíhané svařované konstrukce nesmí teplota pece mít, při vkládání, více jak 400°C. Výpočet rychlostí ohřevu doporučuje norma ČSN 05 0211[58]. Ta je závislá na největší tloušťce zpracovávaného materiálu.

Výpočet rychlosti ohřevu:

$$v_h \leq \frac{5000}{h} \text{ však platí } 50 \leq v_h \leq 250$$

(3)

v_h - rychlost ohřevu [$^{\circ}\text{C} \cdot \text{h}^{-1}$]

h - největší tloušťka žíhaného materiálu [mm]

Výpočet rychlosti ochlazování:

$$v_c \leq \frac{6500}{h} \text{ však platí } 50 \leq v_c \leq 250$$

(4)

v_c - rychlost ochlazování [$^{\circ}\text{C} \cdot \text{h}^{-1}$]

h - největší tloušťka žíhaného materiálu [mm]

Při ohřevu dvou míst ve vzdálenosti 400mm, by rozdíl teplot neměl být větší než 100°C . U vysokolegovaných ocelí je doporučená rychlost ohřevu na spodní hranici normy ČSN 05 0211[58].

V případě požadování zprávy, by měla obsahovat tyto údaje:

- způsob tepelného zpracování
- rychlost ohřevu a ochlazení
- teplotu žíhání
- dobu výdrže na teplotě
- výsledky získané nedestruktivními kontrolami [58]

Změnu vlastností lze ověřit měřením tvrdosti HV 10 ve všech oblastech svarového spoje:

- základní materiál

- TOO
- svarový kov [58]

Měření tvrdosti probíhá po ochlazení konstrukce na teplotu okolí a po odstranění minimální vrstvy 2mm. Při mechanickém odstraňování však místo měření nesmí být tepelně ovlivněno tak, aby to zkreslilo výsledky měření [58].

8.1.0 Tepelné zpracování svarových spojů s překrystalizací

Dochází ke změně mřížky z typu $\alpha \rightarrow \gamma$, a při ochlazení, zase zpět. Dosažení typu požadované struktury závisí na rychlosti ochlazování po austenitizaci, a to vyplývá z ARA diagramu[58].

Tepelné zpracování s překrystalizací dělíme na:

- Homogenizační žíhání
- Normalizační žíhání
- Rozpouštěcí žíhání
- Stabilizační žíhání

Homogenizační žíhání

Doporučuje se před svařováním výkovků a odlitků, které mají velké tloušťky stěn. Pracovní teplota dosahuje kolem 1200°C. Má za účel vyrovnat heterogenitu chemického složení materiálu po celé tloušťce, pomocí difúze legujících a doprovodných prvků. Nevýhodou je možnost zhrubnutí původního zrna γ . [58]

Normalizační žíhání

Teplota ohřevu je 20 - 50°C nad mez A_{C3} respektive A_{CM} . Do oblasti stabilního austenitu, po výdrži se ochlazuje na volném vzduchu. Tímto se odstraňuje heterogenita struktury a užitných vlastností. Změn ovlivněných svařováním, snížení vnitřních napětí a změkčení struktury. U

uhlíkových ocelí je výsledná struktura jemnozrnná směs feritu a perlitu dle % C v oceli. Tímto způsobem tepelně zpracováváme celé svařované konstrukce. [58]

Rozpouštěcí žíhání

Tento proces se používá pro zvýšení korozní odolnosti u svarových spojů CrNi a CrNiMo antikorozních ocelí. Ta se snížila vlivem precipitace karbidů chromu Cr_{23}C_6 na hranici austenitických zrn. Jedná se o ohřev na teploty 1000-1050°C. Kde se karbidy rozpustí a dojde k obnovení antikorozních vlastností. Po dokončení žíhání je nutné co nejrychleji konstrukci ochladit ve vodě z důvodu zpětné precipitace karbidů Cr_{23}C_6 na hranicích zrn.[58]

Stabilizační žíhání

U austenitických ocelí může následovat po rozpouštěcím žíhání. Pracovní teploty jsou 900-950°C s ochlazením na vzduchu. Toto tepelné zpracování pomáhá precipitaci karbidů prvků Ti a Nb na TiC a NbC. Ty mají větší afinitu k uhlíku než Cr. Tím se sníží vznik karbidu Cr_{23}C_6 na hranicích zrn a náchylnost k mezikrystalické korozi.[58]

8.1.1 Tepelné zpracování svarových spojů bez překrystalizace

Jde o tepelné zpracování u kterého maximální teplota ohřevu není větší než teplota A_{C1} . Používá se pro:

- žíhání na snížení zbytkového napětí
- žíhání na snížení obsahu difuzního vodíku
- mezioperační žíhání
- popouštění [58]

Žíhání na snížení zbytkového napětí

Snižuje vnitřní napětí ve svařenci, které vzniklo jako důsledek teplotních cyklů svařování. Pracovní teploty jsou 550-650°C. Parametry: [58]

- rychlost ohřevu na žíhací teplotu
- žíhací teplota
- doba výdrže na teplotě
- rychlost ochlazování [58]

Parametry jsou uvedeny v ČSN 05 0211, pro nelegované, mikrolegované a nízkolegované oceli. Doba výdrže na teplotě se často stanovuje, dle praxí ověřeného kritéria, 4minuty na 1mm maximální tloušťky konstrukce. [58]

Zbytková napětí jsou snižována plastickými deformacemi materiálu konstrukce, když překročí meze kluzu svarového kovu a základního materiálu. Pak konstrukce mění své rozměry a je nutné s touto změnou počítat.[58]

Často se tohle tepelné zpracování používá lokálně, na jednotlivých svarech za pomoci indukčních, nebo odporových ohřevů s možností digitálního řízení, pro zvýšení přesnosti teploty a řízení celého procesu. Ojediněle lze použít ohřev plamenovým žíhacím hořákem s automatickou regulací teploty. [58]

Požadavky na žíhání jsou uvedeny v ČSN 05 0211. Nutné je dodržet teplotní gradienty, ty snižují riziko vzniku nepřístupných deformací nebo poškození konstrukce teplotními napětími viz obrázek č.11.[58]

Rotační svařence do průměru 150mm:

$$2.l_z \geq \sqrt{(r.h)} \quad (5)$$

$$l_{z2} = 2,2\sqrt{(r.h)} \quad (6)$$

$$l_{z4} = 3,5\sqrt{(r.h)} \quad (7)$$

r - střední poloměr rotačního svařence [mm]

h - tloušťka stěny svařence [mm]

Svařence z plochých polotovarů:

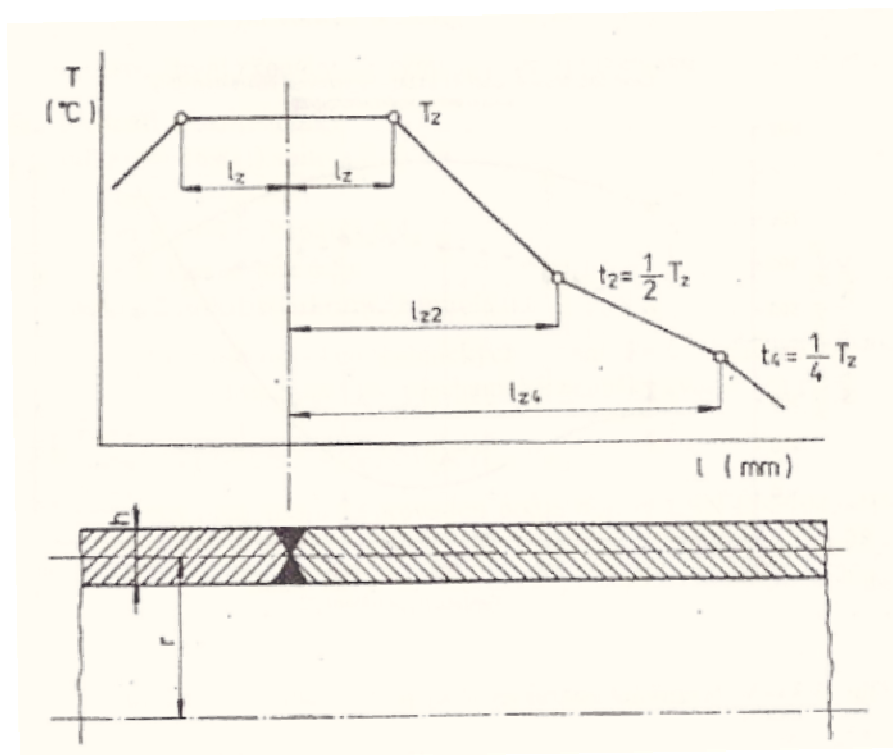
$$2.l_g = 2.(3h + 50) \quad (8)$$

$$l_{z2} = 6h + 50 \quad (9)$$

$$l_{z4} = 10h + 50 \quad (10)$$

h - největší tloušťka v žíhaném svarovém spoji [mm]

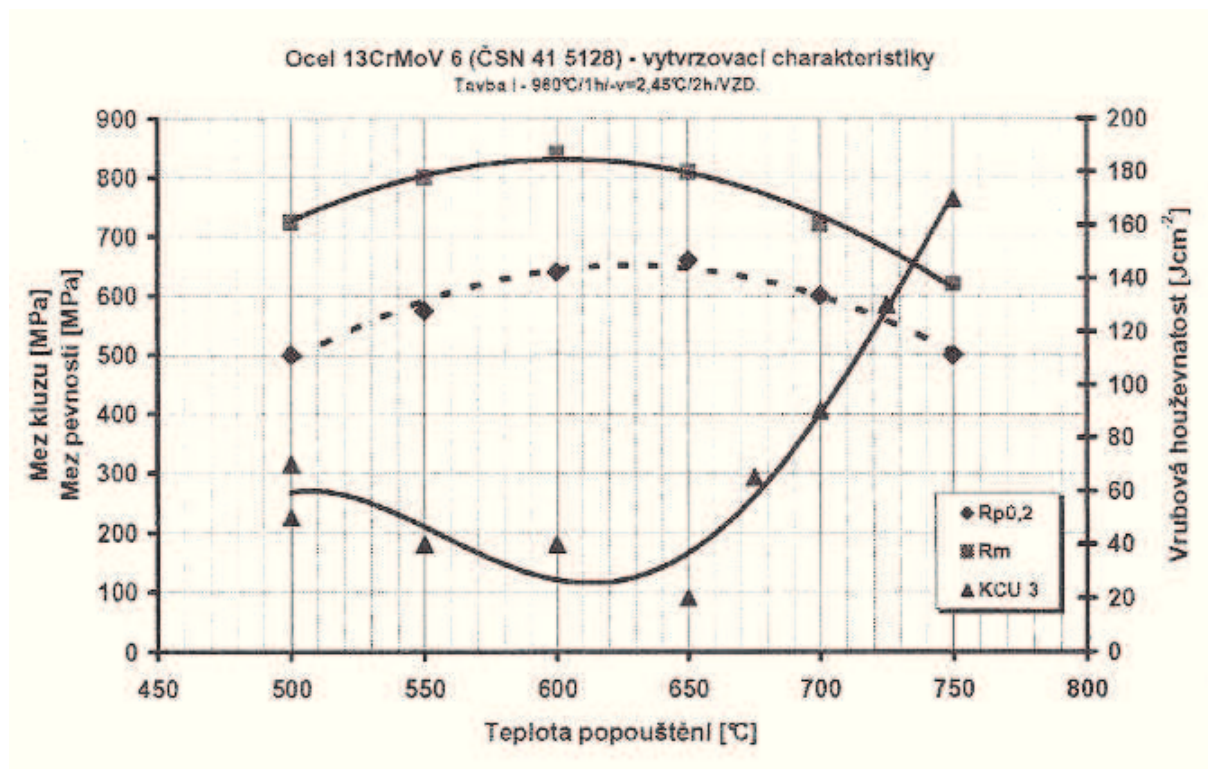
Na obrázku č.9 se teploty t_2 a t_4 mají dodržet v toleranci $\pm 20^\circ\text{C}$. Po žíhání na teplotě 600°C jsou zbytková napětí hodnot 0,2 - 0,3, při 660°C hodnot 0,15-0,2 meze kluzu svarového kovu spoje při teplotě $20\pm 5^\circ\text{C}$. [58]



Obrázek č.11: Teplotní gradient při lokálním žíhání. T_z je předpokládaná žíhací teplota [svar I]

Popouštění svarových spojů

Využívá se u legovaných ocelí, u kterých se snažíme snížit zbytková napětí a obnovit mikrostrukturu degradovanou teplotními cykly od svařování. Teploty popouštění se pohybují od 200°C až těsně pod teplotu A_{c1} . Provádí se 4-5 cyklů při nízkých teplotách (200°C), zde se přetváří zbytkový austenit na bainit. Při zvýšení teploty ~300°C difundují intersticiální prvky. Dochází k pomalému snížení přesycení mřížky α uhlíkem. Zároveň precipituje tzv. přechodový karbid železa ϵ ($Fe_{2,4}C$). Při opětovném zvyšování teploty dojde ke změně přechodového karbidu na stabilní cementit (Fe_3C) i k jeho růstu, koagulaci a hrubnutí v teplotách okolo A_{C1} . Pokud je ocel legována silnými karbido a nitridotvornými prvky. Pak se v rozmezí teplot 550-680°C vyskytuje tzv. sekundární vytvrzení. To doprovází růst pevnosti, meze kluzu, ale pokles tažnosti a hodnoty KCV. Důvodem je precipitace jemných karbidů a karbonitridů (V_4C_3 , $V(C,N)$ Mo_2C , Cr_7C_3) o kritické velikosti v základní feritické matici. Tohoto se využívá u nízkolegovaných CrMo a CrMo V žárupevných ocelí k zvýšení jejich žáropevnosti. Však nevýhodou je volba teploty popouštění těchto ocelí, je omezena teplotou A_{c1} , pro optimální mechanické vlastnosti, a vrcholem sekundárního vytvrzení. Často se dodržuje rozmezí teplot 680-700°C. Pro nízkolegovanou ocel CrMoV je uvedena na obrázku č.12. U svarových spojů, při nedodržení teplot nebo špatné kontrole, dochází k zkřehnutí v TOO a tím možnost vzniku trhlin.[58]



Obrázek č.12: Vytvrzovací charakteristiky popouštění nízkolegované CrMo V oceli [58]

Žíhání na snížení obsahu difuzního vodíku

Účelem tohoto tepelného zpracování je snížení obsahu difuzního vodíku ve svarovém spoji. Je doporučeno u tuhých svařenců a konstrukcí s velkými tloušťkami. Záleží na metodě svařování a podmínkách. Vysoký obsah difuzního vodíku může způsobit studené trhliny ve svaru. Pracovní teplota bývá 200-300°C. Výdrž na teplotě je závislá na tloušťce materiálu, minimální čas je však 2 hodiny. [58]

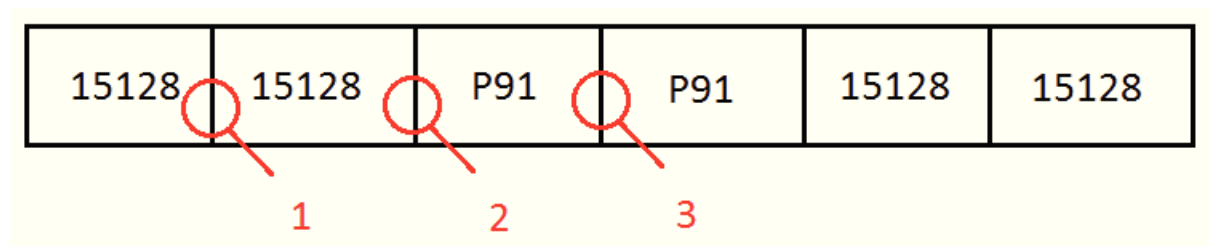
Mezioperační tepelné zpracování

Využívá se u tlustostěnných konstrukcí, kde by mohlo vzniknout zbytkové napětí a tím vyvolat vznik trhlín. Pracovní teplota je pod A_{c1} . Stejně jako žíhání na snížení vnitřního pnutí a jeho čas se volí obdobně. Zásadou je že by se mělo konečné tepelné zpracování provádět při vyšší teplotě než u mezioperačním tepelném zpracováním. Výsledný čas se určuje dle požadovaných výsledných vlastností svarového spoje.[58]

9. Experimentální část

9.0 Experimentální materiál

Jako experimentální materiál byli použity trubky z ocelí P91 a 15128. Tyto trubky, P91 o rozměrech $\varnothing 38 \times 4\text{mm}$ a 15128 o rozměrech $\varnothing 38 \times 6,3\text{mm}$, tvoří jak homogenní svarový spoj tak i heterogenní svarový spoj. V roce 1994 tento celek (obrázek č.13) byl umístěn do tlakové části kotle K11 v teplárně Vítkovice. Svařené potrubí bylo vystaveno pracovní teplotě 580°C a přetlaku cca $10,3\text{MPa}$. Doba zatížení vysokoteplotní expozicí, svarového spoje, činí celkově kolem 10let (95 000hodin). Při odstávce bylo přehřívákové potrubí vyjmuta a kontrolují se jeho vlastnosti.[65]



Obrázek č.13: Číslování řešených svarových spojů trubek

Řešený problém:

- ***Svar č.1*** - Homogenní svarový spoj oceli 15128
- ***Svar č.2*** - Heterogenní svarový spoj oceli P91/15128
- ***Svar č.3*** - Homogenní svarový spoj oceli P91

Chemické složení ocelí P91 a 15128 viz. kapitola 2. Charakteristika ocelí.

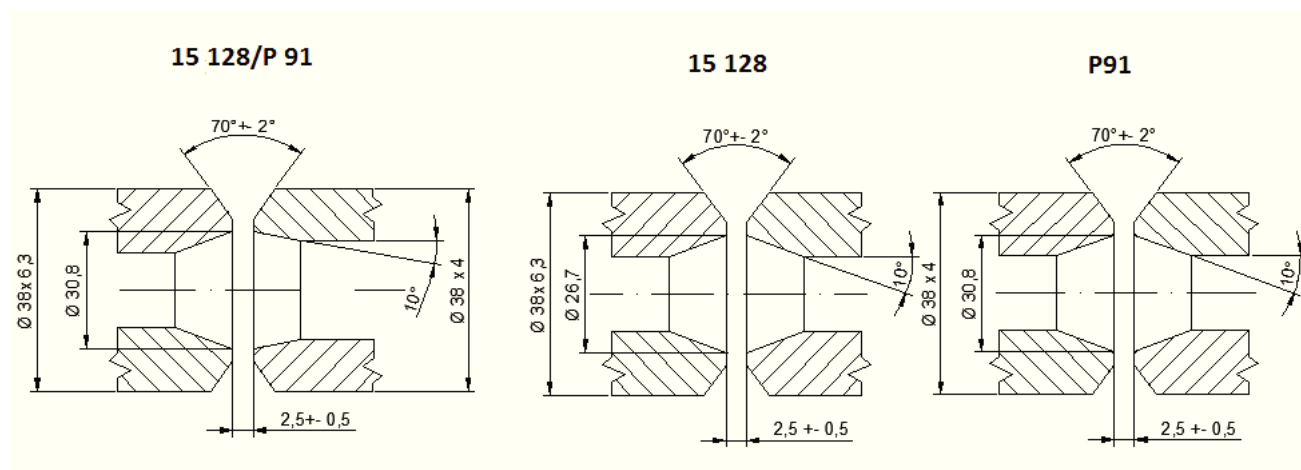
Mechanické vlastnosti ocelí P91 a 15128 viz. kapitola 2. Charakteristika ocelí.

9.1 Postup svařování

9.1.0 Technologie svařování

Úpravy svarových ploch

Úprava svarových ploch svaru č.1, 2 a 3 je zobrazena na obrázku č.14.



Obrázek č.14: Úpravy svarových ploch

Přídavný materiál

U obou typů svarových spojů byl použit průměr $\varnothing 2,4$ mm.

Svar č.1 a svar č.2

Jako přídavný materiál, pro homogenní svarový spoj žárovevné oceli 15128 a heterogenní svarový spoj žárovevných ocelí P91/15128, byl zvolen:

Böhler - FOX IN 9-IG (3Cr0,5Mo0,3V)

Popis přídavného materiálu:

Přídavný materiál FOX IN 9-IG je navržen pro svařování bainitické oceli, například potrubí. Pro vysoce kvalitní svarové spoje, které budou zajišťovat spolehlivé creepové vlastnosti po celou dobu životnosti kotelny.[40]

Složení materiálu:

Tabulka č.7: Chemické složení přídavného materiálu Böhler - FOX IN 9-IG [40]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Hmot. %
0,2	0,5	0,4	3,2	0,6	0,5	

Mechanické vlastnosti přídavného materiálu:

Tabulka č.8: Mechanické vlastnosti materiálu Böhler - FOX IN 9-IG [40]

Mez kluzu Re	N/mm ²	590
Pevnost v tahu	N/mm ²	690-740
Prodloužení A (L ₀ = 5d ₀)	%	16
Nárazová práce ISO-V KV +20°C	J	55

Svar č.3

Jako přídavný materiál, pro homogenní svarový spoj oceli P91, byl zvolen:

Böhler - FOX CM 9-IG

EN 12070:1999: W CrMo9 Si

Popis přídatného materiálu:

Přídavný materiál pro 9% Cr 1% Mo žárovevné oceli, zejména pro použití v ropných rafineriích a základních materiálů X12CrMo9-1 (P9). Schválený pro použití provozních teplot do 600°C.[40]

Složení materiálu:

Tabulka č.9: Chemické složení přídatného materiálu Böhler - FOX CM 9-IG [40]

C	Si	Mn	Cr	Mo	Hmot. %
0,07	0,5	0,5	9,0	1	

Mechanické vlastnosti přídatného materiálu:

Tabulka č.10: Mechanické vlastnosti materiálu Böhler - FOX CM 9-IG [40]

Mez kluzu Re	N/mm ²	530	(≥ 450)		
Pevnost v tahu	N/mm ²	670	(≥ 600)		
Prodĺoužení A (L ₀ = 5d ₀)	%	24	(≥ 18)		
Nárazová práce ISO-V KV +20°C	J	250	(≥ 47)		
Žíhaný, 760 ° C / 2 h / ochlazení v peci do 300 ° C / vzduch - ochranný plyn Argon					

Provozní údaje:

Tabulka č.11: Provozní údaje přídatného materiálu Böhler - FOX CM 9-IG [40]

Ochranný plyn	100% Argon	
Průmery materiálu	mm	
	1,6	
	2,0	
	2,4	
Značení	Přední	W CrMo9 Si
	Zadní	ER80S-B8

Přehřev a teplota interpass 250-300°C. Výdrž na teplotě 710-760°C po dobu minimálně 1 hodina a následné ochlazení v peci do 300°C / vzduch.[40]

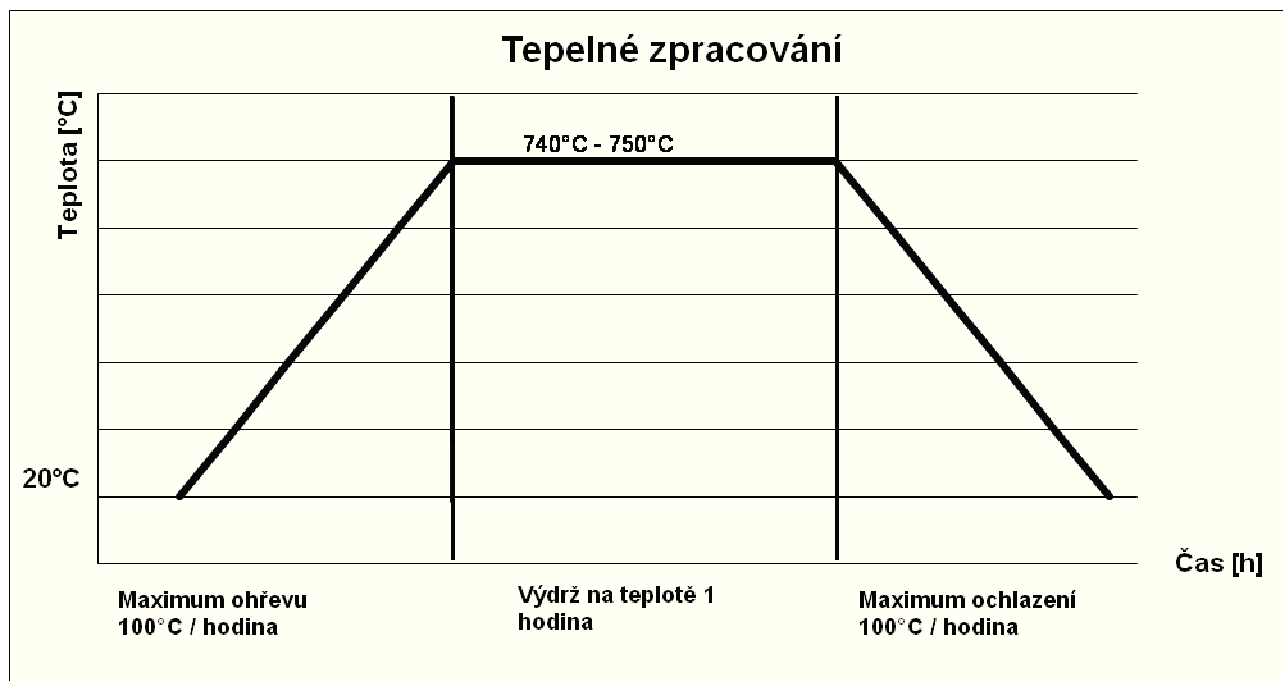
Zvolená metoda svařování:

Pro zhotovení svarových spojů byla zvolena metoda 141 dle ISO 4063 (obloukové svařování wolframovou elektrodou v inertním plynu). Přídavný materiál byl zvolen od firmy Böhler viz. kapitola přídavný materiál. Tento přídavný materiál je určen pro svařování žárovevých ocelí.

Svarové spoje byly, před svařováním, přehřáté na teplotu 200°C a teplota interpass 300°C. Dané teploty bylo dosaženo pomocí odporových rohoží a kontrolováno elektro odporovým dotykovým teploměrem.

Tepelné zpracování

Tepelné zpracování svarových spojů bylo provedeno dle schématu na obrázku č.14. Maximální ohřevová a ochlazovací rychlost je 100°C za hodinu. Ohřev svarů na teplotu 740 °C - 750 °C, byl zajištěn pomocí odporových rohoží. Ochlazování se provádělo v termozábalu.



Obrázek č.14: Režim tepelného zpracování

Po svaření přehřívacích trubek byly svarové spoje ocelí P91 a 15128 kontrolovány vizuální metodou a prozářením.

9.2 Výsledky zkoušek na svarových spojích

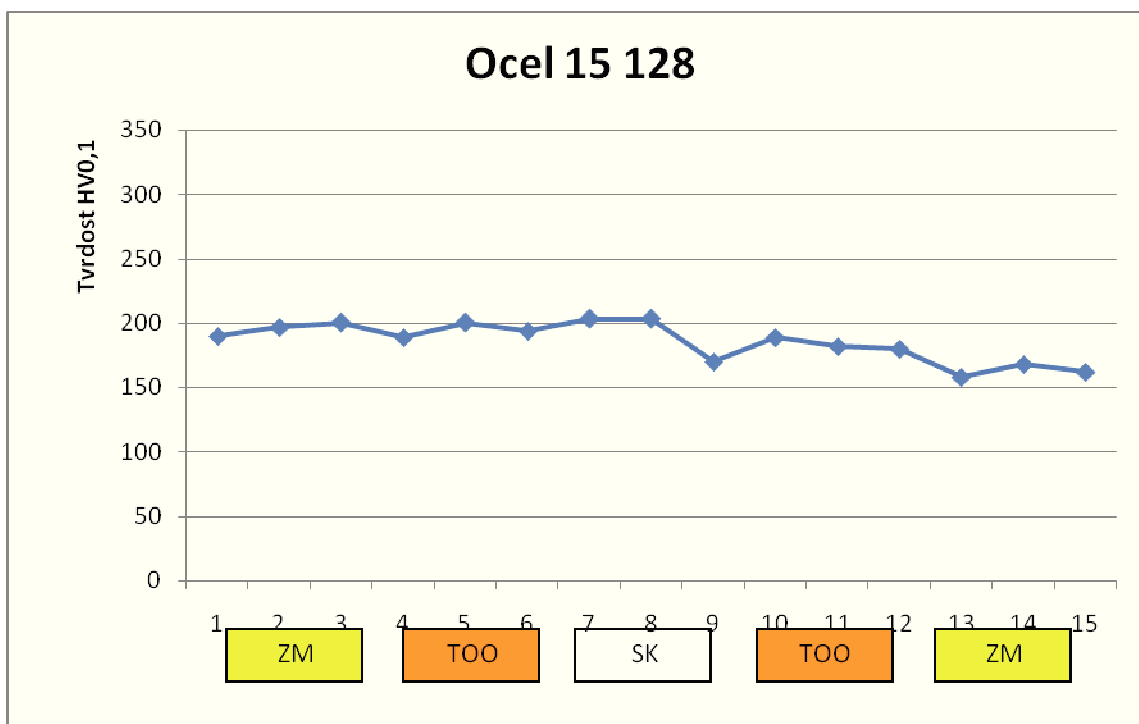
9.2.0 Výsledky měření mikrotvrdosti a tahové zkoušky

Měření mikrotvrdosti proběhlo při zatížení HV0,1 (0,98N). Vpichy byly vedeny 2mm pod horním okrajem vzorku po kroku 0,5mm. Hodnoty tvrdostí základního materiálu, tepelně ovlivněné oblasti a svarového kovu jsou vyobrazeny v obrázku č.15, 16, 17 a uvedeny v tabulce č.12. Zde jsou rozděleny podle druhu svaru na homogenní a heterogenní, dále pak na oceli P91 a 15128.

Mechanické vlastnosti kombinovaného svarového spoje P91-15128 po dlouhodobé vysoko teplotní expozici byly zjištěny pomocí tahové zkoušky. Zkouška se prováděla za teploty 20°C. Výsledné hodnoty jsou uvedeny v tabulce č.13.

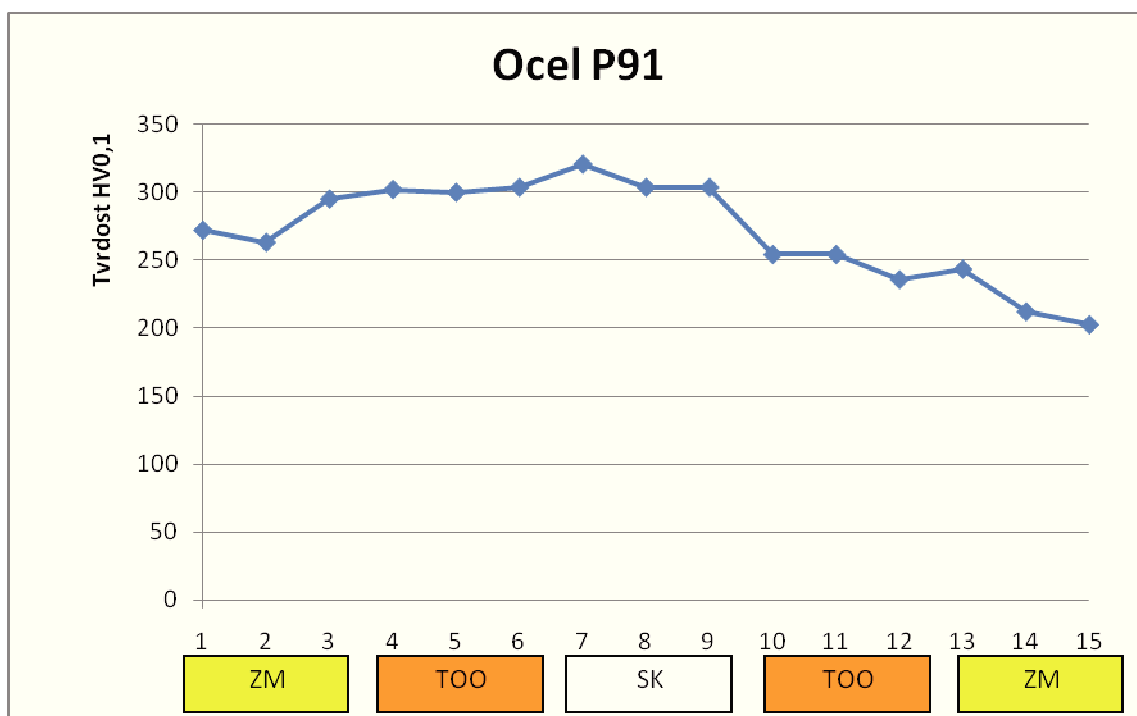
Tabulka č.12: Výsledky mikrotvrdostí ocelí P91 a 15128

HV 0,1		
Ocel	P91	15128
1	272	190
2	263	197
3	295	200
4	302	189
5	299,85	200
6	303,59	194
7	320,69	203
8	303,59	203
9	303,59	170
10	254,08	189
11	254,08	182
12	235,61	180
13	243,27	158
14	211,95	168
15	202,36	162



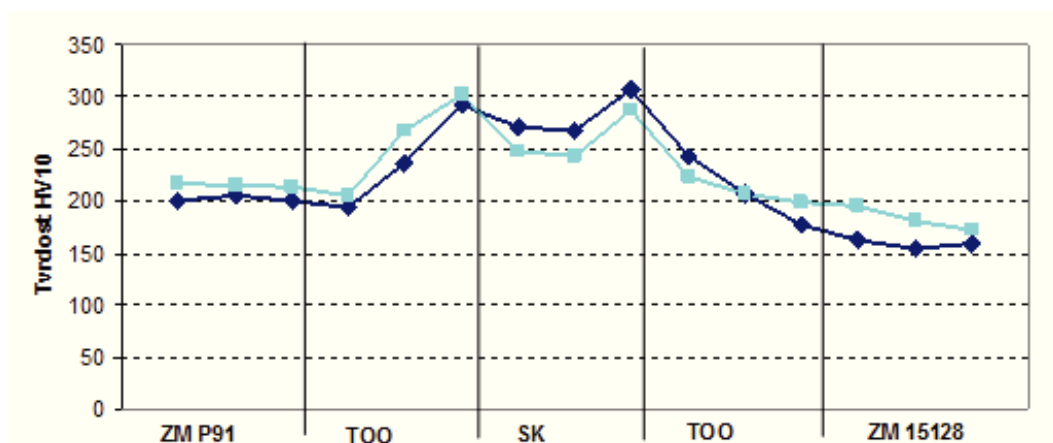
Obrázek č.15: Hodnoty tvrdosti svarového spoje 15128, svarový spoj č.1

Maximální hodnoty tvrdosti naměřené ve svarovém kovu, oceli 15128, (204HV) a v TOO (200HV) splňují požadavek normy ČSN EN ISO 15614-1 pro kvalifikaci postupů svařování. Norma uvádí maximální přípustnou tvrdost (350HV).



Obrázek č.16: Hodnoty tvrdosti svarového spoje P91, svarový spoj č.3

Maximální hodnoty tvrdosti naměřené ve svarovém kovu, oceli P91, (321HV) a v TOO (304HV) splňují požadavek normy ČSN EN ISO 15614-1 pro kvalifikaci postupů svařování. Norma uvádí maximální přípustnou tvrdost (350HV).



Obrázek č.17: Hodnoty tvrdosti svarového spoje P91/15128, svarový spoj č.2 [65]

Maximální hodnoty tvrdosti naměřené ve svarovém kovu (307HV) a v TOO (303HV) splňují požadavek normy ČSN EN ISO 15614-1 pro kvalifikaci postupů svařování. Norma uvádí maximální přípustnou tvrdost (350HV).[65]

Tabulka č.13: Základní mechanické vlastnosti základního materiálu oceli P91 a svarového spoje ocelí P91/15128 [65]

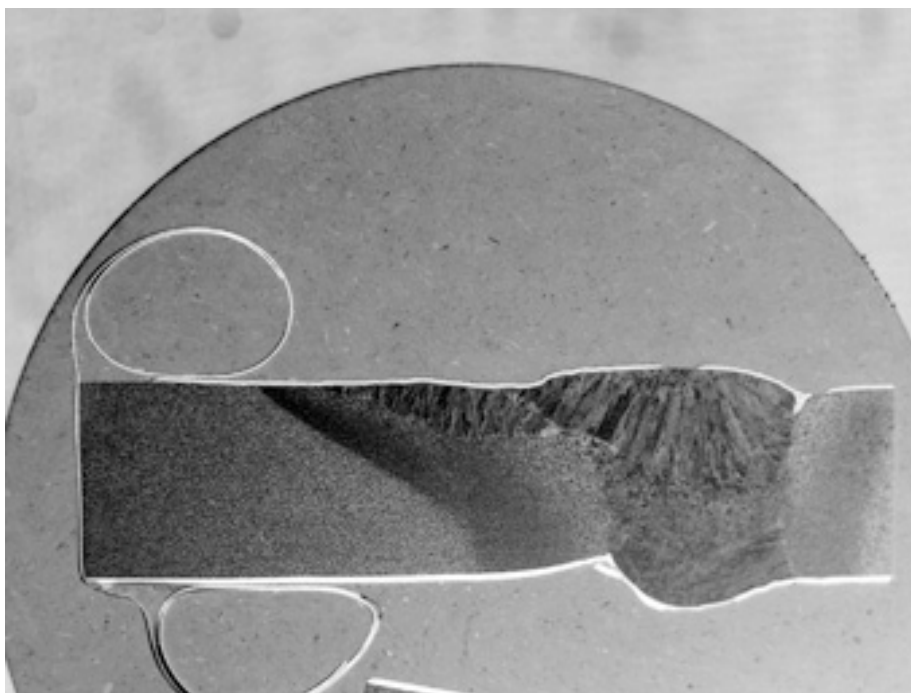
Ocel	R _{p0,2} (MPa)	R _m (Mpa)	A ₅ (%)	Z (%)
Svarový spoj	-	673	-	-
Základní materiál P91	484	657	20,8	52,5

Výsledek tahové zkoušky byl ovlivněn rozdílnou tloušťkou materiálu P91 a 15128. Hodnota R_m odpovídá oceli P91 z důvodu menší tloušťky zkušební tyče. Hodnoty tahové zkoušky splňují minimální požadavky normy viz. tabulka č.2 základních mechanických vlastností materiálu P91.[65]

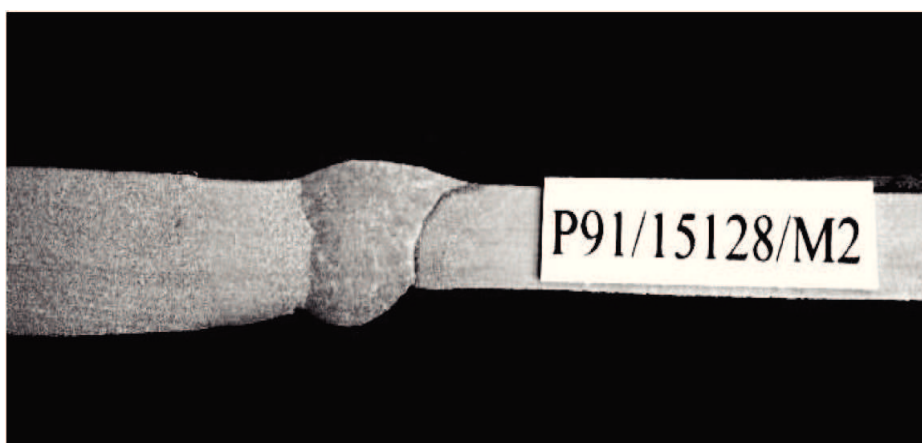
9.2.1 Hodnocení mikrostruktury a makrostruktury

Pro dosažení výsledků mikrostruktury byl svařený materiál rozřezán a zalisován za působení teploty a tlaku do epoxidové pryskyřice. Pro přípravu byl použit stroj Struers Pronto Press - 20. Následovala úprava povrchu vzorku brusnými papíry různých zrnitostí za mokra a leštění na stroji Struers Tegrapol - 35. Povrch vzorku byl naleptán roztokem dle Adler-Mattinga a 15% HNO₃.

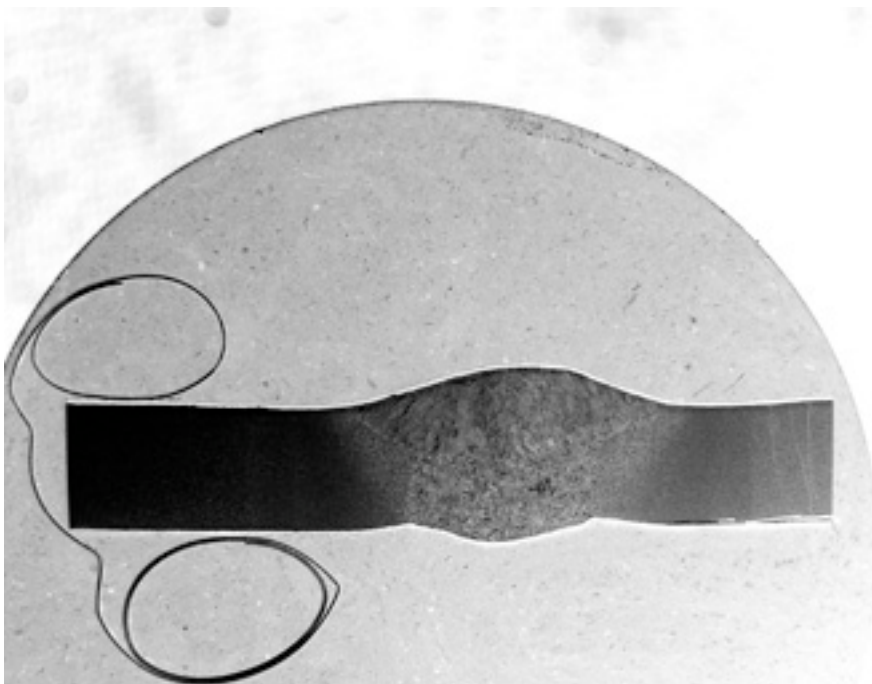
Na obrázku č.18, 19, 20 je zobrazena makrostruktura svarových spojů č.1, 2 a 3 žárovevných ocelí P91 a 15128 po dlouhodobé vysokoteplotní expozici.



Obrázek č.18: Makrostruktura vzorku se svarem č.1 (15128/15128), zv. 2x



Obrázek č.19: Makrostruktura vzorku se svarem č.2 (15128/P91) zv. 2x [65]



Obrázek č.20: Makrostruktura vzorku se svarem č.3 (P91/P91), zv. 2x

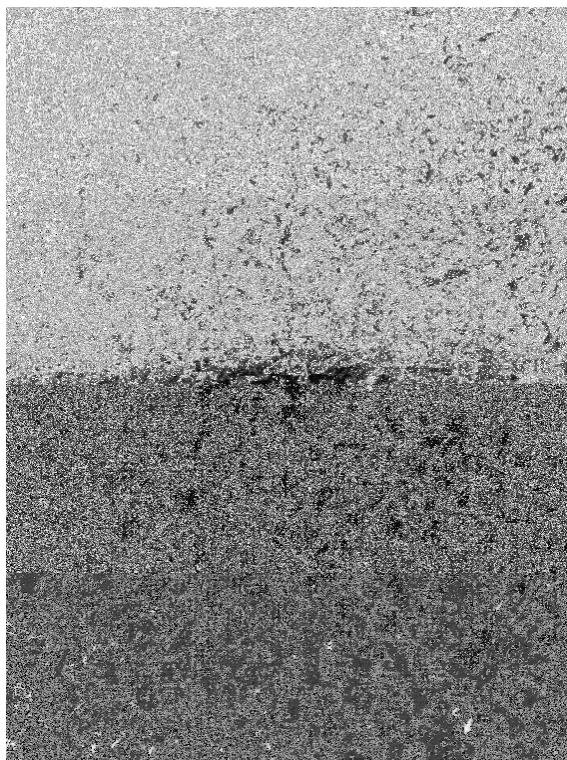
Na obrázku č.21 je zobrazena mikrostruktura svarového kovu svaru č.2, kterou tvoří popouštěný martenzit. Obrázek č.22 je z oblasti TOO oceli P91 tvořenou popouštěným martenzitem. Obrázek č.23 zobrazuje TOO oceli 15128, ta je tvořena bainitickou mikrostrukturou. Mikrostruktura základního materiálu oceli P91 je popouštěná martenzitická. Základní materiál oceli 15128 tvoří ferit s popouštěným bainitem. Viz. obrázky č.24 a 25.



Obrázek č.21: Mikrostruktura svarového kovu zv. 200x [65]



Obrázek č.22: Mikrostruktura oceli P91, hranice ztavení a TOO zv. 200x [65]



Obrázek č.23: Mikrostruktura oceli 15128, hranice ztavení a TOO zv. 200x [65]



Obrázek č.24: Mikrostruktura základního materiálu oceli P91, zv.200x [65]



Obrázek č.25: Mikrostruktura základního materiálu oceli 15128, zv.200x [65]

9.3 Diskuse výsledků

Na vzorcích ocelí P91 a 15182, homogenního a heterogenního svarového spoje po dlouhodobé vysokoteplotní expozici, při pozorování makrostruktury nebyla zjištěna žádná trhlinka. Výsledné mikrostruktury byly potvrzeny měřením tvrdosti.

Makrostruktura homogenního svarového spoje č.1 při 2-násobném zvětšení neukázala přítomnost vměstků, pórů a nepřípustných vad. Viz obrázek č.:18. Mikrostruktura je tvořena bainitickou strukturou.viz obrázek č. Měření tvrdosti je zobrazeno viz obrázek č.:15.

Makrostruktura heterogenního svarového spoje č.2 ocelí P91 a 15128 při 2-násobném zvětšení neukázala přítomnost vměstků, pórů a nepřípustných vad.viz obrázek č.:19. Mikrostruktura homogenního svarového spoje oceli P91 je tvořena martenzitickou strukturou. Při dlouhodobé expozici dochází k vylučování karbidů po hranicích zrn. Mikrostruktura oceli 15128 je tvořena popuštěnou bainitickou strukturou. Viz. obrázky č.22 a 24. Měření tvrdosti viz obrázek č.:17, došlo k výraznému nárůstu tvrdostí v TOO (299-302 HV 0,1).

Mikrostruktura homogenního svarového spoje oceli P91 2-násobným zvětšení neukázala přítomnost vměstků, pórů a nepřípustných vad.viz obrázek č.:20. Mikrostruktura u vzorku 3 je u oceli P91 tvořena popuštěným martenzitem s vyloučenými karbidy po hranicích zrn.viz obrázek č.21. Měření tvrdosti viz obrázek č.:16. V TOO se naměřené hodnoty pohybovaly od 297-303HV 0,1.

10. Závěr

Diplomová práce se zabývala vlastnostmi svarového spoje ocelí P91 a 15128 po dlouhodobé vysokoteplotní expozici. V úvodní části byla popsána svařitelnost těchto žárovevých ocelí, jejich charakteristika, mechanismy zpevnění a degradační mechanismy.

Praktická část obsahuje ověření základních mechanických vlastností kombinovaného spoje, pomocí měření mikrotvrdosti a tahovou zkouškou, popsána makrostruktura a mikrostruktura oblastí svarového spoje, jak homogenního i heterogenního spoje ocelí 15128 a P91.

V budoucnosti se bude řešit mikrostruktura modelových pásem TOO na elektronovém mikroskopu. Identifikace jednotlivých minoritních fází, disperze částic precipitátu a hustota dislokací v jednotlivých oblastech. Především jejich střední vzájemná vzdálenost. Dále identifikovat částice $M_{23}C_6$ a MX. Poté bude možné provést srovnání s výchozím stavem a odhadnou výslednou žárovevost.

11. Použitá literatura

- [1] KOUKAL, J., SCHWARZ, D.: Svařování ocelí pro energetiku. Zváranie/Svařování. 1998, roč. 47, č.6, s.131,135.ISSN 0044-5525.
- [2] Meetham, G.W.: High Temperature Materials – The Overall View. In. Proc. od EUROMAT'89, col.1, 1989.
- [3] SONDEL, Martin, Drahomír SCHWARZ a Jaroslav KOUKAL. Ověření vlastností svarového spoje ocelí P91 a 15128 pro dlouhodobé teplotní expozici. In: *13. ročník odborného semináře: Nové materiály, technologie zařízení pro svařování*. 1. vyd. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o. Ostrava, 2010, s. 5. ISBN 978-80-248-2304-1.
- [4] MOHYLA, Petr. Změny mechanických vlastností CrMoV svarových spojů při dlouhodobé vysokoteplotní expozici v podcreepové oblasti: *doktorská disertační práce v oboru 23-07-9 Strojírenská technologie pro udělení hodnosti Ph.D.* Ostrava, listopad 2011.
- [5] KUBOŇ, Zdeněk. Chrommolybdenvanadové oceli nové generace pro USC bloky. In: *Promatten 2009: Progresivní materiály a technologie v energetice*. 1. vyd. Ostrava: Flash Steel, a.s., 2009, s. 8.
- [6] ALEXANDER, D. J., MAZIASZ, P. J., BRINKMAN, C. R.: Proc. of the 1st Int. *Symposium on Microstructure and Mechanical Properties of Aging Materials*, Eds. P. Liaws, et al., The Minerals, Metals and Material Society, Warrendale 1993, s.343
- [7] PICKERING, F. B.: Proc. *Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Applications*, Eds. A. Strang, et al., IOM, London, 1997, s.1
- [8] LUNDIN, L.: High Resolution Microanalysis of Creep Resistant (9-12)% Chromium Steels, *PhD Thesis*, Göteborg, 1995
- [9] VISWANATHAN, R., HENRY, J. F., TANZOSH, J., STANKO, G., SHINGLEDECKER, J.: Creep and Fracture in High Temperature Components - *Design and High Life Assessment Issues*, ECCC Creep Conference, Eds. I. A. Shibli, S. R. Holdsworth, G. Merckling, London, September 2005, London, UK, s.59

- [10] VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)% Cr ocelí*, VŠB-TU Ostrava, Ostrava 2003
- [11] FUJITA, T. Current progress in 9-12% Cr ferritic heat resistant steels for power plants. *Proc. Of the 3rd EPRI conference of advances in materials technology for fossil power plants*, R. Viswanathan et al, eds., Swansea 2001, s.33
- [12] PURMENSKÝ, J.: Strukturní stabilita CrMo a CrMoV ocelí a její vliv na životnost energetických a chemických zařízení, *doktorská disertační práce*, Československá Akademie věd, Ústav fyziky materiálu, Brno, listopad 1992
- [13] Ardell, A. J.: *Acta Metallurgica*, 20, 1972, s.61
- [14] WALDER, V.: *Hutnické aktuality VÚHŽ*, 27, č.6, 1986
- [15] KUBOŇ, Z.: Precipitace sekundárních fází a jejich vliv na žárupevnost modifikovaných chromových ocelí, *disertační práce*, VŠB-TU Ostrava, červenec 1998
- [16] EN 10 216 Seamless steel tubes for pressure purposes - *Technical delivery conditions* - Part 2: Nonalloy and alloy steel tubes with specified elevated temperature properties, 2002
- [17] JAKOBOVÁ, A.: Vliv chemického složení a disperze karbidické fáze na žárupevnost a strukturní stabilitu 9% chromových ocelí, *kandidátská disertační práce*, VŠB Ostrava, listopad 1977
- [18] MIMURA, H., aj.: *CAMP-ISIJ*, 3, 1994
- [19] FOLDYNA, V., JAKOBOVÁ, A., GEMPERLE, A., ŘÍMAN, R.: *Proc. of the Fourth International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Swansea, U. K., 1990, s.507
- [20] FOLDYNA, V. Microstructural stability of ferritic 9-12% Cr Steels, *COST 501 Report*, Brussels, 1996
- [21] HALD, J. Status of the Martensitic Creep Resistant 9-12% Cr Steels. Creep and Fracture. *Sb. High Temperature Components - Design and Life Assessment Issues, 2nd ECCC Creep Conference*, Eds. I. A. Shibli, S. R. Holdsworth, DEStech Publications, London. April 2009, s.3

- [22] BURŠÍK, J., MERK N. Proc. Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, C. Moura Branco, et al. Eds., *Kluwer Academic Publishers*, Sesimbra, Portugalsko, 1995, s.299
- [23] STRANG, A., VODÁREK, V. *Materials Science and Technology*, 12, 1996, s.552
- [24] DI GIANFRANCESCO, A., CIPOLA, L., VENDITTI, D., NERO, S., CALDERINI, M. Creep Behaviour and Microstructural Stability of FB2 (CrMoCoB) Steel Trial Rotor, viz [21], s. 919
- [25] ZIELINSKA-LIPITEC, A., CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A., ENNIS, P. J., WACHTERO.,viz [26] sI-561
- [26] STAUBLI, M., BENDICK, W., ORR, J., DESHAYES, F, HENRY, CH.: Proc. of the 6th Liege conf. *Materials for Advanced Power Engineering* 1998, Ed.: J. Lecomte-Beckers, F. Schubert and P. J. Ennis, 1998, Liege, s. I-87
- [27] ABE, F. Metallurgy for Long-term Stabilization of Ferritic Steels for Thick Sections Boiler Components in USC Power plant at 650°C. *Proc. of the 8th Liege Conf. Materials for Advanced Power Engineering* 2006, Ed.: J. Lecomte-Beckers, M. Carton, F. Schubert and P. J. Ennis, 2006, Liege, s. II-965
- [28] DI GIANFRANCESCO, A., CIPOLA, L., VENDITTI, D., NERO, S., CALDERINI, M. Creep Behaviour and Microstructural Stability of FB2 Trial Rotor Steel. Sb. *Advances in materials Technology for Fossil Power Plants*, Eds. R. Viswanathan, D. Grandy, K. Coleman, IOEPRI Report No. 1016250. ASM International, 2008, s. 366
- [29] GABREL, J., ZAKINE, C., LEFEBVRE, B., VANDERBERGHE, B. *ibid*, s.208
- [30] DANIELSON, H. K., HALD, J. Z-Phase in 9-12% Cr Steels - *Observations and Thermodynamic Modelling*. viz [27], s.III-1275
- [31] MARRISON, T., HOGG, A. Proc. Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys, Sheffield, U.K., 1972, s.242
- [32] SKLENIČKA, V., KUCHAROVÁ, K., KUDRMAN, J., SVOBODA, M., KLOC, L. Microstructure stability and creep behaviour of advanced high chromium ferritic steels. *Kovové mater.*, 43, No. 1, 2005, s.20

- [33] Valourec Ind. Rev.: The T91 Book 2. 1994.
- [34] Scarlin, R., B., Berger, C., Mayer, K., H.: Proc. Int. Conf. Mater. For Advanced Power Eng. And other Appl. Liege, 1994.
- [35] Orr, J., Buton, D., Rasche, C.: Sensitivity of microstructure and material properties of steel P91 to initial heat treatments, *Ironmaking and Steelmaking*. 20, 1993, p.415.
- [36] Strang, A., Vodárek, V.: Microstructural Stability Studies on a Cr₂Resistant Martensitic 12CrMoVNb Power Plant Steel. In Proc. *Cr₂resistant Metaloid Materiále*. Hradec nad Moravicí, 1996, p. 217.
- [37] Bruhl, F., Cerjak, H., schwaab, P., Weber, H.: Steel Research, 62, 1991, No. 2, p. 75÷82.
- [38] Hald, J.: TEM Investigation in New 9÷12 %Cr Steels for High Temperature Application, *ELSAM ELKRAFT*, The Technical University of Denmark 1988.
- [39] Fujita, T.: Advances in 9÷12 %Cr heat resistant steels for power plants. In *Proc. of the 3rd EPRI conference of advances in materials technology for fossil power plants*. IOM, Swansea 2001, p.33.
- [40] Svařovací Materiály BÖHLER Welding, 24s.
- [41] Sawaragi, Y., Usedá, A., Ogawa, K.: Proc, *Int. Conf. Mater. For Advanced Power Eng. And other Appl.* Liege, 1994.
- [42] Lundin, L., Falman, S., Andren, H., O.: Microstructure and mechanical properties of a 10% chromium steel with improved creep resistance at 600 °C. *Materials Science and Technology*, 1997, 13, p. 233.
- [43] Foldyna, V.: Účel nízkolegovaných a modifikovaných chromových ocelí. *Technické aktuality Vítkovic*. Č.1, 1988.
- [44] Fujita, T.: Mat. Int. Conf. FORUM 95'. Krakov, 1995.

- [45] Thompson, R., C., Bhadesia, H., K., D., H.: Changes in chemical composition of carbides in 2.25Cr-1Mo power plant steel. *Materials Science and Technology*. 1994, 10, p.205.
- [46] Vodárek, V.: Fyzikální metalurgie modifikovaných (9÷12) %Cr ocelí. VŠB-TU Ostrava, 2003, 163s. ISBN 80-248-0329-1.
- [47] Hald, J., Strub, S.: Microstructural stability of 9÷12 %CrMo(W)VNbN steels. In Proc. *Materials for advanced power engineering*. Liege, 1998, p. 155.
- [48] Pickering, F., B.: Historical development and microstructure of high chromium ferritic steels. In Proc. *Microstructural stability of creep resistant alloys for high temperature applications*. IOM, London, 1997, P.1.
- [49] Foldyna, V.: Purmenský, J., Kuboň, Z.: Development of advanced chromium steels with respect to microstructure and structural stability. *ISIJ International*. 40, 2000, Supplement.
- [50] Ennis, P.J, Quadakkers, W., J.: 9÷12 %Cr steels: application limits and potential for further development. Proc. Parsons 2000. In *Advanced materials for 21st century turbines and power plants*. IOM, London 2000, p. 265.
- [51] Quadakkers, W., J., Ennis, P., J.: The oxidation behaviour of ferritic and austenitic steels in simulated power plant service environment. In Proc. *Materials for advanced power engineering*. Liege 1998, p. 123.
- [52] Fujita, T.: Current progress in 9÷12 %Cr ferritic heat resistant steels. *Materials engineering in turbines and compressors*. IOM London 1995, p. 19.
- [53] KOUKAL, J. Teplotní cykly v TOZ svarových spojů nízkolegovaných žárupevných ocelí 15128 a 15423, *kandidátská disertační práce*, VŠB, 1975
- [54] KENT, R. P. *Metal Treatment and Drop Forging*, 1956, str. 193
- [55] FOLDYNA, V. a kol. Vliv molybdenu na žárupevnost feriticko-perlitických ocelí, Sborník konference: *Vlastnosti žárupevných ocelí vyráběných ve VŽKG*, Pustevny-Radhošť, 1964, str. 103, 81, 95

- [56] PRUMENSKÝ, J., FOLDYNA, V., KUBOŇ, Z. Creep Resistance and Structural Stability of Low-Alloy CrMo and CrMoV Steels, *Key Engineering Materials*, Vols. 171-174, 2000, str.419
- [57] PRUMENSKÝ, J., FOLDYNA, V., KUPKA, V. Strukturní stabilita vytvrzujících fází v nízkolegovaných ocelích, sborník konference *Progresivní materiály pro energetické a chemické strojírenství*, Soláň, 1993
- [58] KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T.: Svařování I. Ostrava, 2005
- [59] PRUMENSKÝ, J., FOLDYNA, V., PRNKA, T. Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti nízkolegované CrMoV oceli na bázi 0,5%Cr-0,5%Mo-0,25%V, *Technické aktuality Vítkovic*
- [60] HŘIVŇÁK, I. Teoria zvaritelnosti kovov a zliatin, VEDA, 1989, Bratislava
- [61] Jochum, C., Heuser, H.: Properties of matching filler metals for welding P91, E911 an P92. In Proc. of the 10th international conference on creep and fracture of engineeringmaterials and structures. Part *Creep resistant materials*, Teris 2002, Prague 2001, s. 137.
- [62] Sondel, M.: Studium vlastností modelovaných pásem TOO svarových spojů oceli P91,96s, 2003.
- [63] Verner, R.: Svařování potrubí z vysokolegovaných CrMoV ocelí. *DSSM*, 2005, roč. II,č.5, str. 4,5. ISSN 1214-7990.
- [64] SOBOTKA, J., TREJTNAR, J., PLÍHAL, A. *Zváranie-Svařování*, 47, 1998, str. 285
- [65] SCHWARZ, Drahomír, Martin SONDEL a Jaroslav KOUKAL. VLASTNOSTI KOMBINOVANÉHO SVAROVÉHO SPOJE ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ PO DLOUHODOBÉ TEPLOTNÍ EXPOZICI. In: *Prometten 2010: Progresivní materiály a technologie v energetice*. 2010. vyd. Vidly, Vrbno pod Pradědem: Flash Steel Power, a.s., 2010, s. 8.
- [66] SONDEL, M., KOUKAL, J., SCHWARZ D., FOLDYNA V. Vývoj a mikrostruktura progresivních žárupevných feritických ocelí. In: *Promatten 2009: Progresivní materiály a technologie v energetice*. 1. vyd. Ostrava: Flash Steel, a.s., 2009, s. 8.